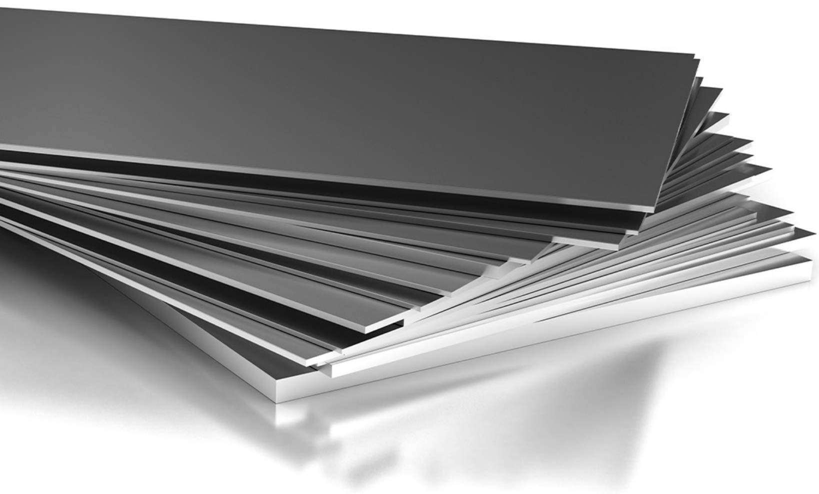
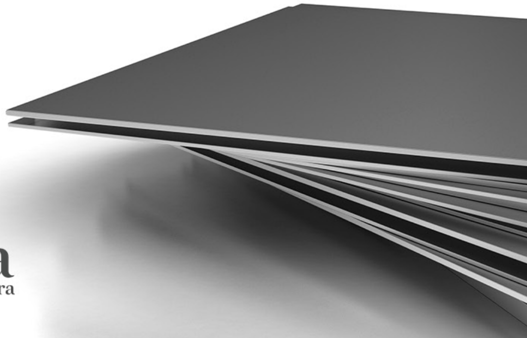
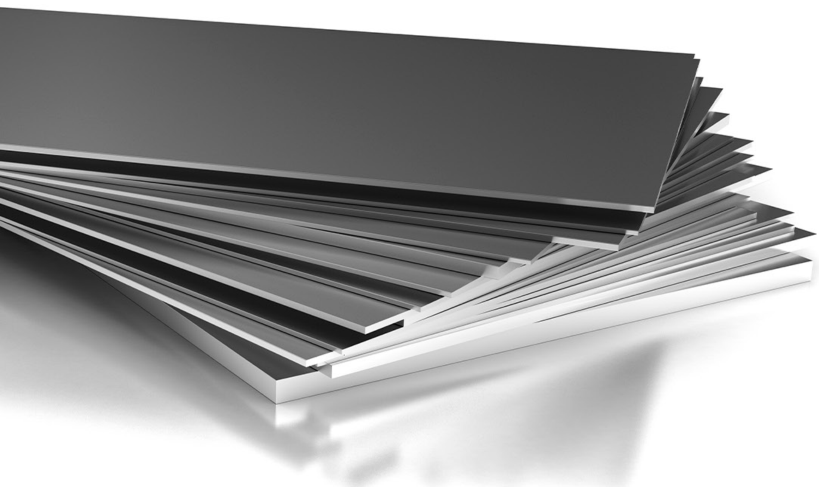


INFLUÊNCIA DA ANISOTROPIA SOBRE O EFEITO DE PORTEVIN-LE CHATELIER NAS CHAPAS AA5182

AÉLCIO DE JESUS MONTEIRO DOS SANTOS
EMERSON RODRIGUES PRAZERES
AMANDA LUCENA DE MEDEIROS BARBOSA



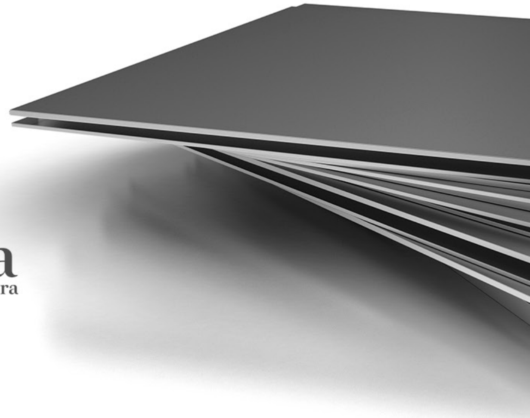
Atena Editora
Ano 2023



INFLUÊNCIA DA

ANISOTROPIA SOBRE O EFEITO DE PORTEVIN-LE CHATELIER NAS CHAPAS AA5182

AÉLCIO DE JESUS MONTEIRO DOS SANTOS
EMERSON RODRIGUES PRAZERES
AMANDA LUCENA DE MEDEIROS BARBOSA



Atena
Editora
Ano 2023

Editora chefe
Profª Drª Antonella Carvalho de Oliveira
Editora executiva
Natalia Oliveira
Assistente editorial
Flávia Roberta Barão
Bibliotecária
Janaina Ramos
Projeto gráfico
Camila Alves de Cremo
Ellen Andressa Kubisty
Luiza Alves Batista
Nataly Evilin Gayde
Thamires Camili Gayde
Imagens da capa
iStock
Edição de arte
Luiza Alves Batista

CIÊNCIAS EXATAS E DA TERRA E ENGENHARIAS

Influência da anisotropia sobre o efeito de Portevin-Le Chatelier nas chapas AA5182

Diagramação: Ellen Andressa Kubisty
Correção: Soellen de Britto
Indexação: Amanda Kelly da Costa Veiga
Revisão: Os autores
Autores: Aélcio de Jesus Monteiro dos Santos
Emerson Rodrigues Prazeres
Amanda Lucena de Medeiros

Dados Internacionais de Catalogação na Publicação (CIP)

S237 Santos, Aélcio de Jesus Monteiro dos
Influência da anisotropia sobre o efeito de Portevin-Le Chatelier nas chapas AA5182 / Aélcio de Jesus Monteiro dos Santos, Emerson Rodrigues Prazeres, Amanda Lucena de Medeiros. – Ponta Grossa - PR: Atena, 2023.

Formato: PDF
Requisitos de sistema: Adobe Acrobat Reader
Modo de acesso: World Wide Web
Inclui bibliografia
ISBN 978-65-258-2053-8
DOI: https://doi.org/10.22533/at.ed.538232911

1. Ciência dos materiais. I. Santos, Aélcio de Jesus Monteiro dos. II. Prazeres, Emerson Rodrigues. III. Medeiros, Amanda Lucena de. IV. Título.

CDD 620.18

Elaborado por Bibliotecária Janaina Ramos – CRB-8/9166

Atena Editora
Ponta Grossa – Paraná – Brasil
Telefone: +55 (42) 3323-5493
www.atenaeditora.com.br
contato@atenaeditora.com.br

DECLARAÇÃO DOS AUTORES

Os autores desta obra: 1. Atestam não possuir qualquer interesse comercial que constitua um conflito de interesses em relação ao conteúdo publicado; 2. Declaram que participaram ativamente da construção dos respectivos manuscritos, preferencialmente na: a) Concepção do estudo, e/ou aquisição de dados, e/ou análise e interpretação de dados; b) Elaboração do artigo ou revisão com vistas a tornar o material intelectualmente relevante; c) Aprovação final do manuscrito para submissão.; 3. Certificam que o texto publicado está completamente isentos de dados e/ou resultados fraudulentos; 4. Confirmam a citação e a referência correta de todos os dados e de interpretações de dados de outras pesquisas; 5. Reconhecem terem informado todas as fontes de financiamento recebidas para a consecução da pesquisa; 6. Autorizam a edição da obra, que incluem os registros de ficha catalográfica, ISBN, DOI e demais indexadores, projeto visual e criação de capa, diagramação de miolo, assim como lançamento e divulgação da mesma conforme critérios da Atena Editora.

DECLARAÇÃO DA EDITORA

Os autores dedicam este livro
as suas famílias e amigos.

AGRADECIMENTOS

A todos que compõe o GPEMAT, onde cada membro contribuiu sobremaneira no desenvolvimento deste trabalho.

Ao Prof. Dr. José Maria do Vale Quaresma, pela dedicação, profissionalismo e pelas suas orientações durante o desenvolvimento deste estudo.

O livro apresenta inovações na área de materiais metálicos, mais especificamente em ligas de alumínio, onde é realizado o estudo de chapas da liga AA5182 (liga de Al-Mg) utilizadas na construção de embarcações. As ligas de alumínio-magnésio (AA5182) são opções interessantes devido à sua alta relação resistência / peso, alta resistência a impactos ou alta resistência à corrosão. Sua alta resistência inerente permite que os componentes estruturais sejam mais finos, tornando a embarcação mais leve e mais eficiente no consumo de combustível. No estudo buscou-se avaliar a diferença do comportamento mecânico da chapa de alumínio comercial AA5182 em amostras como fabricadas, bem como verificar o Efeito Portvien Le-Chatelier provocado nessas ligas devido a anisotropia e a taxa de deformação.

“Todo aquele que se dedica ao estudo da ciência chega a convencer-se de que nas leis do Universo se manifesta um Espírito sumamente superior ao do homem, e perante o qual nós, com os nossos poderes limitados, devemos humilhar-nos.”

(Albert Einstein)

APRESENTAÇÃO

Este livro investiga o comportamento mecânico da liga de alumínio AA5182, com foco na anisotropia e na taxa de deformação, desvendando o Efeito Portevin-Le Chatelier. A pesquisa utilizou 27 corpos de prova cortados em diferentes direções e submetidos a ensaios de tração. A liga revelou sensibilidade à taxa de deformação, com resultados variados de resistência à tração. O Efeito Portevin-Le Chatelier foi observado em diferentes direções, com variações na morfologia das serrilhas. Esta obra é uma fonte de conhecimento inestimável para cientistas de materiais, engenheiros e estudantes que desejam aprofundar sua compreensão sobre o comportamento mecânico de ligas de alumínio e desvendar os segredos do Efeito Portevin-Le Chatelier. Os resultados e descobertas aqui apresentados prometem impulsionar pesquisas futuras e inovações na indústria, revelando uma visão aprofundada deste fascinante campo de estudo.

SUMÁRIO

RESUMO 1

ABSTRACT 2

1 INTRODUÇÃO 3

1.1 Considerações iniciais 3

1.2 Objetivo 4

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA 5

2.1 Alumínio e suas ligas 5

2.2 LIGAS 5XXX 6

2.3 Mecanismo Microscópico 9

2.4 Deformação plástica de policristalinoS 9

2.4.1 Contorno de grão 10

2.4.2 Poligonização 10

2.4.3 Soluções sólidas 11

2.4.4 Partículas de segunda fase 12

2.4.5 Falha de empilhamento 13

2.5 Fatores que influenciam os processos de conformação de chapas metálicas..15

2.5.1 Envelhecimento por deformação 15

2.5.2 Atmosfera de Cottrell 21

2.5.3 Efeito de Portevin-Le Chatelier (Efeito PLC) 23

2.5.4 Sensibilidade à taxa de deformação 28

2.5.5 Tamanho do grão 30

2.5.6 Temperatura 31

2.5.7 Anisotropia 33

3 MATERIAIS E MÉTODOS 37

3.1 Composição química 37

3.2 Procedimentos experimentais 38

3.2.1 Anisotropia 38

3.2.2 Teste de tração uniaxial 39

3.2.3 Análise Estrutural 40

3.2.4 Medição das microcavidades na superfície das fraturas 40

4 RESULTADOS 42

4.1 Composição química 42

4.2 Caracterização microestrutural 42

4.3 Caracterização mecânica 47

4.3.1 Coeficiente de Anisotropia 47

4.3.2 Ensaios de Tração 49

4.3.3 Microcavidades 56

5 CONCLUSÕES 68

5.1 Sugestões para estudos futuros 68

REFERÊNCIAS 69

SOBRE OS AUTORES 73

SUMÁRIO

RESUMO

Avaliar a diferença do comportamento mecânico da chapa de alumínio comercial AA5182 em amostras como fabricadas, bem como verificar o Efeito Portevin Le-Chatelier provocado nessas ligas devido a anisotropia e a taxa de deformação. Foram utilizados 27 corpos de provas, conforme a norma NBR-7549, sendo os mesmos cortados em máquinas de eletro-erosão, 9 no sentido longitudinal à laminação, 9 no sentido transversal à laminação e 9 cortados a 45° do sentido que as chapas foram laminadas; os corpos de prova foram submetidos a ensaios de tração nas taxas de deformação de $1.25x10^{-3}$, $2.50x10^{-3}$, $5.00x10^{-3}$ [s^{-1}], onde foram analisados o comportamento mecânico em cada direção. A liga apresenta macroestrutura com grãos refinados devido ao processo de fabricação. A microestrutura da liga apresenta partículas de segunda fase composta predominantemente por Ferro, com grande possibilidade de ser o componente eutético Al_3Fe do sistema Al-Fe. De maneira geral os demais elementos Mg, Cr, Si, Mn, Cu e Zn encontram-se distribuídos de forma homogênea na matriz de alumínio, não sendo detectáveis suas presenças na forma de partículas de segunda fase como foi observado pelo Ferro. Observou-se que a liga apresenta sensibilidade negativa à taxa de deformação, isto é, quanto menor a taxa de deformação aplicada, maior a resistência à tração alcançada; os valores obtidos para limite de resistência à tração, alongamento e índice de encruamento foram, respectivamente, para a taxa de deformação de $1.25x10^{-3}$, 400.76, 394.70 e 397.40 [Mpa]; 28.46, 32.14 e 30.06[%]; e Índice de encruamento de 0.5842, 0.6764 e 0.7272. Para a taxa de $2.50x10^{-3}$, 384.67, 378.20 e 386.13[Mpa]; 29.73, 30.62 e 30.36[%]; e Índice de encruamento de 0.6138, 0.5939 e 0.6318. E para a taxa de $5.00x10^{-3}$, 386.79, 359.35 e 369.15[Mpa]; 30.86, 32.06 e 30.36[%]; e Índice de encruamento de 0.5754, 0.6229 e 0.6354. As curvas tensão x deformação apresentaram o Efeito Portevin-Le Chatelier, nas direções 0°, 45° e 90°. A $1.25x10^{-3}$ foram observadas serrilhas do tipo “A” e do tipo “C”, nas demais taxas houve apenas a manifestação das serrilhas tipo “C”; a altura média dos serrilhado diminui com o aumento da taxa de deformação. A análise da superfície das fraturas apresentou microcavidades de forma prolata, elipsoide alongada na direção do tracionamento, sendo que na direção 90° houve a percepção de um aumento da área das microcavidades, provavelmente pelo trincamento das partículas de segunda fase que dão origem a coalescência dos vazios.

PALAVRAS-CHAVE: AA5182. Anisotropia. Portevin-Le Chatelier.

RESUMO

Evaluate the difference in mechanical behavior of commercial aluminum alloy 5182 in samples as fabricated, as well as to verify the Portvien Le-Chatelier Effect caused in these alloys due to anisotropy and strain rate. Twenty-seven samples were used, according to NBR-7549, the samples were cut in electro-erosion machines, 9 in the longitudinal direction of the lamination, 9 in the cross-lamination direction and 9 cut at 45° from the direction that the sheets were laminated; the specimens were subjected to tensile tests at the strain rates of $1.25x10^{-3}$, $2.50x10^{-3}$, $5.00\ x10^{-3}$ [s^{-1}], where the mechanical behavior in each direction was analyzed. The alloy presents macrostructure with refined grains due to the manufacturing process. The microstructure of the alloy presents second phase particles predominantly composed of iron, with great possibility of being the eutectic component Al_3Fe of the Al-Fe system. In general, the other Mg, Cr, Si, Mn, Cu and Zn elements are homogeneously distributed in the aluminum matrix, and their presence in the form of second-phase particles is not detectable as observed by iron. It was observed that the alloy presents a negative strain rate sensitivity behavior, that is, the lower the strain rate applied, the higher the tensile strength achieved; the results obtained for UTS, elongation and workhardening index were respectively for the strain rate of $1.25x10^{-3}$, 400.76, 394.70 and 397.40 [Mpa]; 28.46, 32.14 and 30.06 [%]; workhardening index 0.5842, 0.6764 and 0.7272. For the strain rate of $2.50x10^{-3}$, 384.67, 378.20 and 386.13 [Mpa]; 29.73, 30.62 and 30.36 [%]; Workhardening index 0.6138, 0.5939 and 0.6318. And for strain rate of $5.00x10^{-3}$, 386.79, 359.35 and 369.15 [Mpa]; 30.86, 32.06 and 30.36 [%]; workhardening index 0.5754, 0.6229 and 0.6354. The flow curve showed the Portevin-Le Chatelier Effect, in the 0°, 45° and 90° directions at $1.25x10^{-3}$, “A” and “C” type serrations were observed, at others rates there was only type “C” serrations; the average height of the serrations decreases with increasing strain rate. The fracture surface analysis showed prolata-shaped, ellipsoid elongated in the direction of tensile, and at 90° direction there was an increase in the area of the dimples, probably due to the cracking of the second phase particles that give rise to the coalescence of the microcavity.

KEYWORDS: AA5182. Anisotropy. Portevin-Le Chatelier.

INTRODUÇÃO

1.1 Considerações iniciais

Os processos de fabricação dependem em demasia das formas como as chapas são conformadas. A produção de chapas metálicas tem um elevado crescimento com o passar dos anos. Com modernos maquinários, processos de industrialização de alto rendimento, além da diversificação de métodos de conformação, o processamento por deformação plástica tem diversas aplicações, como industria naval, aeronáutica, automobilistica e de embalagens. A plasticidade dos materiais deve ser controlada para melhorar o design, a qualidade e a aplicação dos componentes. O peso dos veículos fabricados com esses materiais está diretamente relacionado ao consumo de combustível e, consequentemente, à poluição e à degradação ambiental. No entanto, o peso também é determinado pelas expectativas do consumidor em relação à segurança, desempenho, conforto do passageiro e qualidade geral do veículo. Isto levou a uma diminuição contínua do peso nos últimos anos. Reduzir o peso sem comprometer o desempenho do veículo tem que envolver o uso de materiais de maior resistência. Assim as ligas de alumínio-magnésio encontram seu lugar na indústria naval. Curiosamente, além de suas propriedades mecânicas excepcionais, essas ligas apresentam sensibilidade negativa à taxa de deformação (SRS), pelo menos em algumas faixas de temperatura e taxa de deformação, o que torna seu comportamento mecânico sensível a entalhes e pequenos defeitos geométricos e microestruturais. Questões fundamentais sobre o mecanismo da SRS são persistentes na literatura. O conceito dominante relacionado a isso é baseado no mecanismo clássico para Envelhecimento Dinâmico por Deformação, que requer uma combinação entre o movimento intermitente das discordâncias e deslocamentos dos átomos de solutos.

Na construção naval muitas partes de uma embarcação podem ser produzidas com baixo custos por meio de operações de conformação, onde a forma requerida é obtida através da deformação plástica de uma chapa. Entre esses produtos, as ligas de alumínio-magnésio (AA5182) são opções interessantes devido à sua alta relação resistência / peso, alta resistência a impactos ou alta resistência à corrosão. Sua alta resistência inerente permite que os componentes estruturais sejam mais finos, tornando a embarcação mais leve e mais eficiente no consumo de combustível.

Atualmente, uma grande quantidade de embarcações está sendo fabricada de ligas de alumínio. Ligas com maiores resistências permitem uma redução de espessura e, portanto, menor peso. Em comparação com o alumínio puro ou o aço macio comum, os materiais mencionados acima são todos mais difíceis de conformar. Portanto, para a otimização de processos, é importante ter uma compreensão profunda do comportamento plástico dessas ligas. Além disso, grandes mudanças tecnológicas estão chegando e exigem avanços significativos na ciência e tecnologia da conformação de metais.

O uso de chapas da liga AA5182 (liga de Al-Mg) na construção de embarcações

mais leves pode, portanto, requerer um estudo mais detalhado afim de obter uma melhor compreensão dos processos de conformação e desenvolvimento de métodos de fabricação mais eficazes.

1.2 Objetivo

O principal objetivo deste trabalho é a caracterização mecânica da chapa naval 5182 nas direções 0°, 45° e 90° do sentido de laminação, nas taxas de deformação $1{,}25x10^{-3}$ s^{-1}, $2{,}50x10^{-3}$ s^{-1} e $5{,}00x10^{-3}$ s^{-1}.

Os objetivos específicos do presente trabalho são:

1 – Avaliar o comportamento mecânico com a anisotropia.

2 – Avaliar o comportamento mecânico com a taxa de deformação.

3 – Avaliar o efeito Portevin – LeChatelier com a anisotropia.

4 – Avaliar o efeito Portevin – LeChatelier com a taxa de deformação.

A relevância esperada da pesquisa proposta é que esta levará a um melhor entendimento dos mecanismos fundamentais que controlam a plasticidade em chapas de ligas de Al-Mg. Além de permitir um amplo uso desta classe de materiais de alta resistência com propriedades excepcionais de absorção de energia na fabricação naval.

REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 Alumínio e suas ligas

O alumínio é um metal relativamente macio, durável, leve, maleável e dúctil com aparência variando de prateado a cinza fosco, dependendo da rugosidade da superfície. Não é magnético e não se inflama facilmente. O limite de elasticidade do alumínio puro está entre 7 e 11 MPa, enquanto este limite nas ligas de alumínio varia de 200 MPa a 600 MPa. O alumínio tem cerca de um terço da densidade e rigidez do aço. É facilmente usinado, moldado e extrudado. (SUNNY et al., 2013)

O número atômico do alumínio é 13 que significa que um átomo de alumínio é composto por 13 electróns, cada um tendo uma carga elétrica negativa unitária, dispostos em três órbitas em torno de um núcleo altamente concentrado tendo um Carga positiva de 13. Os três elétrons na órbita externa dão ao átomo de alumínio uma camada de valência de +3.

Quando os metais passam do estado fluido para o estado sólido estes assumem uma estrutura cristalina, onde os átomos se arranjam em padrões simétricos e organizados. Assim, como o Au (Ouro), a Ag (Prata) e o Cu (Cobre), metais dúcteis, o alumínio forma uma estrutura cristalina CFC (cúbica de face centrada) que quer dizer em cada vértice de um cubo existe um átomo e em cada face deste cubo existe outro átomo.

A leveza é uma das principais características do alumínio. Seu peso específico é de cerca de 2,70 g/cm³, aproximadamente 35% do peso do aço e 30% do peso do cobre. Essa característica, aliada ao aumento da resistência mecânica por adição de elementos de liga, torna o alumínio o metal perfeito para o projeto e construção de estruturas fortes e leves, particularmente vantajosas para a indústria de transporte aeroviária, terrestre e naval.

As ligas de alumínio podem, segundo sua composição, ser divididas em duas categorias, cada qual com seu próprio sistema de classificação: composições para fundição e composições para trabalho mecânico. As composições para trabalho mecânico, são classificadas em séries de quatro dígitos, de acordo com o principal elemento adicionado, conforme ilustra a Tabela 1.

O significado dos 4 dígitos difere-se entre a série 1xxx e demais séries. Na série 1xxx, o segundo algarismo, se igual a zero, indica que as impurezas presentes são naturais do processo de fabricação. Se diferente de zero, indica que há controle especial na concentração de determinada impureza. O terceiro e quarto dígitos indicam o percentual de alumínio, além dos 99% existentes. Por exemplo, no caso de um alumínio 1045, o percentual de alumínio presente será 99,45%, sendo o restante, impurezas naturais do processo.

Para as séries de 2xxx a 9xxx, o primeiro dos dígitos indica a série a qual a liga pertence e, por conseguinte o principal elemento de adição. O segundo dígito irá indicar se a composição da liga é igual à liga desenvolvida originalmente (se igual à zero) ou se a

liga original sofreu alteração na sua composição química (algarismos de 1 a 9). O terceiro e quarto dígitos apenas diferenciam as ligas dentro de uma mesma série. Dentre estas séries, é ainda possível fazer-se uma subdivisão quanto ao mecanismo de endurecimento aos quais as ligas respondem e que promovem o aumento da dureza e da resistência mecânica. As ligas das séries 2xxx, 6xxx e 7xxx são classificadas como tratáveis termicamente, enquanto as ligas das séries 3xxx, 4xxx e 5xxx são denominadas de endurecíveis por deformação. A seguir descreve-se as características gerais de cada uma das séries de ligas de alumínio, bem como suas mais frequentes áreas de aplicação. (THE ALUMINUM ASSOCIATION INC., 2006).

Tabela 1: Composição química.

SÉRIE	COMPOSIÇÃO QUÍMICA	PRINCIPAIS APLICAÇÕES
1XXX	Al comercialmente puro	Contatos elétricos
2XXX	Al-Cu e Al-Cu-Mg	Industria aeronáutica
3XXX	Al-Si-Mg e Al-Si-Cu	Várias
4XXX	Al-Si	Pistões fundidos de motores
5XXX	Al-Mg	Construção naval
6XXX	Al-Mg-Si	Perfis estrudados
7XXX	Al-Zn	Industria mecânica pesada
8XXX	Al-Sn, e (Li, Fe, Cu, Mg)	Aplicações aeroespaciais

Fonte: Adaptado de ABAL (ABAL, 2006)

2.2 LIGAS 5XXX

As ligas Al-Mg não são termicamente tratáveis, isto é, não são endurecidas por tratamento térmico de solubilização e envelhecimento, mas sim por encruamento e por solução sólida. A presença do magnésio nesta liga proporciona um aumento na resistência mecânica, excelente resistência à corrosão, além de um excelente nível de soldabilidade e ductibilidade. (HATCH, 1990)

A melhor combinação de resistência mecânica, ductibilidade e resistência à corrosão está presente nas ligas Al-Mg. As aplicações mais comuns são aquelas que exigem grande resistência à corrosão e razoável resistência mecânica. Na indústria naval são utilizadas as ligas com teores de magnésio que variam de 3 a 5%.

O teor de magnésio correspondente ao ponto eutético desta liga é de 35% a uma temperatura de 450°C. Em equilíbrio com o alumínio temos a fase Al_3Mg_2 (37,3% de magnésio), apesar desta se apresentar fora da faixa estequiométrica (34,8 a 37,1%). Encontra-se com muita facilidade nesta liga a fase, correspondente à fase sólida, a fase Al_8Mg_5 (36% de magnésio). Só é conseguida a solidificação em equilíbrio termodinâmico com taxas de resfriamento inferiores a 0,000005°C/h. Em condições de não equilíbrio a

solidificação ocasiona a segregação, para baixos teores de magnésio (4 ou 5%) surge a fase Al_8Mg_5. Abaixo de 330°C esta fase é frágil, mas, em temperaturas mais elevadas apresenta alguma plasticidade. (HATCH, 1990)

Quando nas ligas Al-Mg o teor de silício é alto (aproximadamente 0,5%), a fase Mg_2Si é formada, fase esta responsável pelo endurecimento por precipitação nas ligas Al-Mg-Si. Quando o teor de magnésio é maior que 3,5% nas ligas Al-Mg a fase Al_3Mg_2 pode precipitar dentro dos grãos ou no contorno destes, o que acontece geralmente pelo aquecimento a temperaturas relativamente baixas. Quando o manganês está presente as fases ricas em ferro tornam-se complexas, havendo a formação de dispersóides do tipo Al_6Mn, mas que também podem conter cromo. O trabalho a frio de ligas Al-Mg produz acentuadas bandas de deformação, decoradas por precipitados ricos em magnésio. (BINTU et al., 2016a)

As ligas Al-Mg fornecem produtos nas têmperas O (recozido), além de H1, H2 e H3 (diferentes níveis de encruamento). Tais ligas apresentam uma grande faixa de níveis de resistência mecânica, elevada resistência à corrosão e grande facilidade de serem soldadas e conformadas. Além de apresentar boa ductilidade, as liga Al-Mg apresentam resistência mecânica equivalente às de outras ligas recozidas. Teores de magnésio superiores a 3,5%, nessas ligas, proporcionam menor soldabilidade do que naquelas com teores maiores. Embora essas ligas não apresentem ganho de dureza devido à precipitação, algumas ligas como a 5083, 5086, 5056 e 5456, onde teor de magnésio supera o limite de solubilidade, proporcionam condições favoráveis termodinamicamente como grandes períodos à temperatura ambiente ou temperaturas elevadas, acontecendo precipitação das fases Al_3Mg_2, Al_3Mg_5 ou Al_8Mg_5 nos contornos de grão, que, provoca problemas como maior susceptibilidade à corrosão nos contornos de grão e redução da resistência à corrosão sob tensão em vez de proporcionar algum ganho de dureza. Tal problema proporcionou o desenvolvimento da têmpera (grau de encruamento) H116, com objetivo de eliminar, ou reduzir, essa instabilidade, permitindo um incremento das propriedades mecânicas, além de outras características favoráveis dessas ligas, que fazem com que elas sejam muito usadas para aplicações nas quais se deseja maior resistência mecânica do que a do alumínio comercialmente puro (série 1XXX).

No entanto, a deformação destas ligas à temperatura ambiente é descontínua, apresentando deformações localizadas em faixas estreitas que deixam vestígios indesejáveis na superfície do produto final. A Figura 1 mostra uma aparência superficial indesejada da folha de liga AA5182. Essas marcas macroscópicas prejudicam a aparência do produto e, para alguns grupos de produtos, a aparência visual e as propriedades ópticas do material são de grande importância.

Figura 1: Ranhuras na superfície de uma autopeça provocada pelo efeito PLC.



Fonte: (BINTU et al., 2016a).

Este efeito, que também limita severamente a ductilidade/conformação, é conhecido como fenômeno Portevin-Le Chatelier (PLC). A repetida deformação localizada ocorre pela sensibilidade negativa à taxa de deformação (SRS) que a liga apresenta que, por sua vez, é causada por fenômenos de menor escala associados a interações entre átomos de soluto e deslocamentos das discordâncias, denominados envelhecimento dinâmico de tensão (DSA). Assim, o PLC é uma das manifestações macroscópicas da DSA em ligas de Al-Mg. O mecanismo microscópico que leva à SRS negativa ainda é uma questão de debate.

Tanto o PLC como o DSA foram extensivamente estudados ao longo das últimas décadas, segundo Bintu et al. (2016a), com o objetivo de alcançar uma melhor compreensão dos processos de pequena escala e dos mecanismos multiescala que ligam a DSA em nanoescala ao efeito de CLP em macroescala.

2.3 Mecanismo Microscópico

Na conformação de chapas metálicas, o movimento das discordâncias é intermitente e a sua densidade aumenta progressivamente com a deformação plástica. Quando essas discordâncias são aprisionadas nos emaranhados de defeitos cristalinos, os átomos de magnésio da liga AA5182 se difundem e formam atmosferas em torno das discordâncias, resultando em um bloqueio efetivo. Segundo Zhang ate al. (2017), com o aumento da força aplicada, as discordâncias se desprendem da atmosfera e se movem livremente para os próximos emaranhados. A repetição do processo de bloqueio e desbloqueio leva à SRS negativa e, assim, a ocorrência de serrilhados na curva tensão-deformação.

Um novo mecanismo, baseado em uma análise mesoscópica da interação de uma discordância móvel e não-clusterizada com uma floresta agrupada, foi proposto em Picu at al. (2005). É mostrado que a força das junções das discordâncias é fortemente afetada pela presença de clusters nas florestas de discordâncias. Em uma determinada tensão plástica, o tempo de permanência das florestas é função da taxa de deformação. Em outras palavras, o aumento da taxa de deformação reduz o tempo de envelhecimento, o que leva a aglomerados menores e menor força de junção das discordâncias, isto é, SRS negativa. Assim, de acordo com Bintu et al. (2016b), o comportamento mecânico indesejado da liga AA5182 apresenta uma forte correlação com sua sensibilidade negativa à taxa de deformação, transformando este parâmetro em um fator importante para sua caracterização.

O deslizamento de contorno de grão (GBS) pode aumentar a sensibilidade da taxa de deformação do material e, reduzir o tamanho do grão deve aumentar a probabilidade de GBS. No entanto, isoladamente, o GBS leve a volumes de ativação muito menores do que os determinados experimentalmente por Bintu et al. (2016b) e, portanto, pode-se concluir que o aumento da SRS em materiais de granulação fina deve estar associado à intensa interação de plasticidade nos grãos e a atividade ao longo dos contornos de grãos.

2.4 Deformação plástica de policristalinos

O agregado policristalino, presente na grande maioria dos materiais metálicos, se deforma de maneira mais complexa do que o cristal isolado, devido à presença dos contornos dos grãos e de segundas fases. Outros fatores contribuem para a alteração do comportamento do metal na deformação plástica - fatores que, contudo, tem a sua ação concentrada no âmbito de cada cristal individualmente. São a formação de subgrãos e o endurecimento por solução sólida. Os mecanismos de endurecimento do metal - decorrentes da interação de discordâncias com contornos dos grãos ou dos subgrãos, com os átomos de soluto e com as segundas fases – são responsáveis pela redução da plasticidade dos materiais metálicos.(VAN VLACK, 1984)

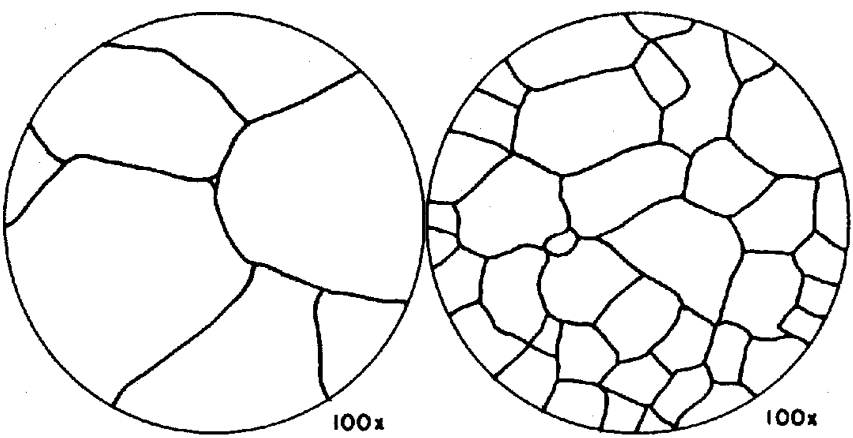
2.4.1 Contorno de grão

O contorno do cristal, ou do grão do agregado policristalino, se apresenta irregular, caracterizando uma região de elevada imperfeição cristalina, com átomos fora de suas posições regulares e de equilíbrio no reticulado cristalino.

Devido a esse fato, o movimento de discordâncias é dificultado, o que exige maior nível de solicitação mecânica para dar continuidade à deformação plástica. Além disso, a passagem de uma discordância - em seu movimento - de um cristal para o outro adjacente também é dificultada pelo fato desse segundo cristal apresentar, muito provavelmente, uma orientação diferente.

Como os contornos dos grãos dificultam a movimentação das discordâncias, e consequentemente a deformação plástica, pode-se concluir que um material metálico com uma granulação maior apresenta uma menor área de contornos de grãos e, em decorrência, uma maior deformabilidade plástica e uma menor resistência mecânica. Além disso, a taxa de encruamento, isto é, a relação entre o aumento da resistência para um determinado nível de deformação plástica, também se reduz com o aumento do tamanho do grão.

Figura 2: tamanho de grão (segundo ASTM): indicação do aumento de área de contorno de grão, com a diminuição do tamanho de grão (a numeração aumenta, passando de 1 para 5) - aumento de microscópio ótico de 100x . Grão ASTM 1 grão ASTM.



(a) (b)

Fonte: (CALLISTER JR., W. D.; RETHWISCH, 2007).

2.4.2 Poligonização

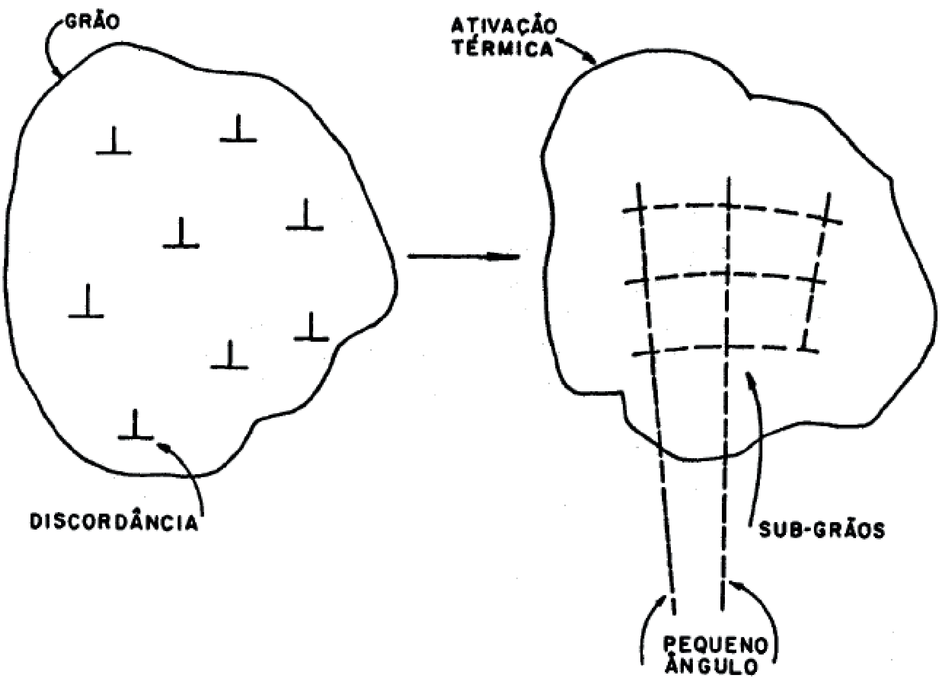
A energia interna de um metal deformado é maior do que a existente antes da deformação, e a elevação da temperatura pode provocar a movimentação das discordâncias pela ação das tensões internas acumuladas.

A movimentação das discordâncias pode se dar, então, por meio de dois mecanismos:

escorregamento e salto. O salto da discordância consiste numa mudança do plano da discordância (no caso de discordância de cunha), que depende da movimentação de átomos e, portanto, do fenômeno de difusão atômica ativado pela elevação de temperatura. (BARRETT; MASSALSKI, 1980).

A movimentação por saltos e por escorregamento pode provocar a formação de subgrãos dentro do grão. Estes apresentam contornos constituídos de discordâncias, que formam linhas de pequenas inclinações, umas em relação às outras. Esse processo de formação de subgrãos denomina-se poligonização. A denominação deriva da figura formada dentro do grão, que se aproxima de um polígono quando observada, num corte transversal de um corpo-de-prova, no microscópio.

Figura 3: Movimentação de discordâncias para a formação de subgrãos, com pequenos ângulos de inclinação entre SI, caracterizando a poligonização.



Fonte: (BARRETT; MASSALSKI, 1980)

Esses contornos de grão, de pequena inclinação, dificultam o movimento das discordâncias, reduzindo a plasticidade do metal.

2.4.3 Soluções sólidas

A presença de átomos de outro elemento (átomos de soluto) no reticulado cristalino do elemento básico (solvente) - formando soluções sólidas substitucionais e intersticiais

– dificulta a movimentação de discordância, devido à discordância provocada nesse reticulado cristalino. Tanto um átomo estranho, de diâmetro atômico maior que o do elemento solvente, como um menor, provoca um efeito no sentido de dificultar o movimento de discordâncias.(COTTREL, 1953)

Além desse efeito, a presença de átomos de soluto pode ocasionar um outro adicional, que é a imobilização da discordância, a qual exige um nível de tensão mais elevado para permitir o prosseguimento da deformação plástica. Os átomos de soluto se posicionam frente à direção de movimentação das discordâncias por meio do mecanismo de difusão atômica, ou, então, as próprias discordâncias, em seus deslocamentos, se aproximam dos átomos de soluto.

Os fenômenos de formação de um patamar de escoamento, com tensão variável em função da deformação, e de envelhecimento por deformação plástica, são decorrentes dos efeitos de interação de átomos de soluto com o movimento de discordância no reticulado do elemento solvente (exemplo notável ocorre nos aços doce recozidos onde os solutos são o carbono e o nitrogênio).(COTTREL, 1953)

2.4.4 Partículas de segunda fase

As partículas de segunda fase precipitadas, na formação de uma liga metálica, podem ter considerável influência nas propriedades mecânicas e, consequentemente, na capacidade de deformação plástica. A natureza, a quantidade e a forma de dispersão dessa segunda fase na fase matriz são fatores básicos de controle das propriedades mecânicas da liga metálica.

Quando essa partícula não permite uma movimentação de discordâncias em seu próprio corpo, ela atua de forma mais intensa na matriz – no sentido de dificultar o movimento das discordâncias – apresentando-se como um obstáculo físico.

É evidente que, quanto maior a quantidade dessas partículas, de natureza mais dura que da matriz, maior é a dificuldade apresentada à deformação plástica. As formas das partículas da segunda fase e a distância entre elas podem, contudo, também alterar substancialmente o comportamento do material na deformação plástica. Por exemplo, partículas achatadas apresentam-se como um obstáculo maior à movimentação de discordância do que partículas esferoidais (como ocorre nos casos dos aços, onde uma estrutura de perlita lamelar, constituída de camadas alternadas de ferrita e cementita "achatadas", apresenta-se com um comportamento menos dúctil do que uma estrutura de ferrita com partículas de cementita esferoidizada).(HONEYCOMBE, 1977).

As partículas de segunda fase mais finamente divididas, ocasionando uma área superficial maior para a mesma quantidade de partículas, provocam um efeito de redução de plasticidade mais acentuado. Uma parte da discordância fica impedida de se locomover, quando encontra uma partícula dura e a outra se move, então, contornando a partícula. Essa

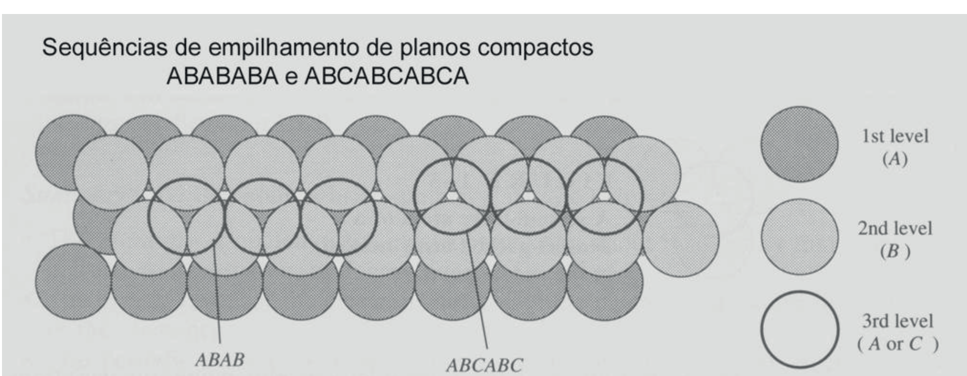
mesma discordância, em sua movimentação, irá também encontrar outras partículas. Esse mecanismo ocorre também para outras discordâncias e, em decorrência, surge o seguinte fato: a elevação da tensão de cisalhamento, necessária para provocar, ou dar continuidade à deformação plástica, ou seja, um efeito de aumento do grau de encruamento e da taxa de encruamento. Como exemplo, pode-se citar o efeito de endurecimento provocado por precipitação de partículas, coerente com a estrutura da matriz, como ocorre tratamento térmico de solubilização e precipitação de ligas alumínio-cobre. Outro exemplo notável encontra-se na presença de partículas finas de carbonetos nas estruturas martensíticas modificadas por tratamento térmico de revenido, após a têmpera, nos aços.(SANTOS, 2006).

2.4.5 Falha de empilhamento

A maioria dos metais apresentam estruturas dos tipos cúbica de faces centradas (CFC), cúbica de corpo centrado (CCC) ou hexagonal compacta (HC). As estruturas cfc e hc são chamadas de estruturas compactas pois, num modelo de esferas rígidas dessas estruturas, 74% do volume da cédula unitária é ocupado por átomos, enquanto que a célula unitária CCC tem apenas 64% do seu volume ocupado.(BHADESHIA, 1997).

As estruturas compactas podem ser construídas a partir do empilhamento de planos compactos de esferas. Num plano compacto cada esfera é circundada por seis outras esferas que a tangenciam. Uma segunda camada de esferas pode ser sobreposta a esta, de maneira que os centros de seus átomos cubram metade do número de vales existentes na primeira (posições B ou C). Para sobrepor uma terceira camada à segunda existem duas possibilidades. Embora as esferas de terceira camada devam ajustar-se aos vales da segunda camada, elas podem ocupar as posições equivalentes àquelas ocupadas pela primeira camada (posições A) ou posições equivalentes aos vales não ocupados pela primeira camada (posições C).(BAINITA, 1950).

Figura 5: Planos de empilhamento.



Fonte: (BERTELLI, 2008).

No primeiro caso temos uma seqüência de empilhamento do tipo ABABAB que é típica do plano basal (0001) da estrutura HC. O segundo caso resulta numa seqüência de empilhamento ABCABC que se verifica para os planos (111) da estrutura CFC. Uma falha ou defeito de empilhamento é um defeito superficial que, como o nome indica, consiste em uma região localizada do cristal onde a seqüência regular de empilhamento está alterada.

Numa rede CFC são possíveis dois tipos de falha de empilhamento conhecidas como intrínseca e extrínseca, que podem ser descritas considerando a mudança na seqüência de empilhamento resultante da remoção ou da introdução de uma camada extra de átomos.

Outra maneira de descrever uma falha de empilhamento numa estrutura cfc é pelo deslizamento de planos compactos (111) durante a deformação plástica. O deslizamento desses planos pode produzir a falha de empilhamento, onde o deslizamento ocorreu entre uma camada A e uma camada B, resultando no movimento, de uma mesma distância para a esquerda, de cada camada atômica acima do plano de deslizamento. Assim a seqüência de empilhamento passou a ser ABCA:CAB. Esta sequência de empilhamento apresenta quatro camadas com empilhamento semelhante ao da estrutura HC. Portanto esta falha de empilhamento num metal CFC equivale a uma pequena região hc no seu interior.

A sequência de empilhamento ABC:ACB:CA caracteriza uma falha de empilhamento extrínseca ou de macla na qual as três camadas ABC constituem a macla. Desta forma, as falhas de empilhamento em metais CFC podem também ser consideradas como maclas submicroscópicas de espessura aproximadamente atômica.

As falhas de empilhamento ocorrem mais facilmente nos metais CFC e, em razão disto, têm sido mais extensamente estudadas nestas estruturas. A partir desses estudos pode-se afirmar, por exemplo, que as diferenças de comportamento na deformação plástica dos metais CFC podem ser relacionadas com as diferenças de comportamento da falha de empilhamento.

Do ponto de vista da teoria das discordâncias, uma falha de empilhamento num metal cfc pode ser considerada como sendo uma discordância dissociada, consistindo em uma pequena região HC limitada por discordâncias parciais. As discordâncias aproximadamente paralelas tendem a repelir-se mutuamente enquanto a tensão superficial da falha de empilhamento tende a aproximá-las. Quanto mais baixa a energia de falha de empilhamento, maior é a separação entre as discordâncias parciais e mais larga a falha de empilhamento.

2.4.5.1 Energia de falha de empilhamento

A energia de falha de empilhamento é uma grandeza característica do material que permite o entendimento e a previsão de suas propriedades mecânicas, subestrutura de deformação, estabilidade microestrutural etc. A energia de falha de empilhamento de um metal pode ser relacionada, por exemplo, com a taxa de encruamento, resistência à

fadiga e à fluência, distribuição e densidade de discordâncias, armazenamento de energia na deformação, recristalização, freqüência de macias de recozimento, susceptibilidade à corrosão sob tensão, textura, inchamento sob irradiação (swelling), estabilidade de fases intermetálicas, relação elétron/átomo e densidade de lacunas eletrônicas.

A mesma é o fator que controla os processos termicamente ativados de escorregamento cruzado e consequentemente a resistência a deformação, influenciando de forma marcante nas características mecânicas dos metais. Materiais metálicos com baixa energia de falha de empilhamento geralmente desenvolvem grandes e numerosas falhas de empilhamento no encruamento e tem características mecânicas diferentes dos metais com alta energia de falha de empilhamento. Algumas consequências são associadas à energia de falha de empilhamento, como por exemplo, uma energia de empilhamento muito baixa apresenta maior quantidade de discordâncias, maior energia armazenada de deformação, recristalização mais fácil, maior resistência a fluência, maior suscetibilidade à corrosão sob tensão, entre outras. As direções dos vetores de Burgers das discordâncias parciais não são perpendiculares, existe entre eles uma força de repulsão à qual se contrapõe uma força de atração devida à energia de falha de empilhamento. O Equilíbrio entre estas duas forças determina a largura da faixa defeituosa.

2.5 Fatores que influenciam os processos de conformação de chapas metálicas

Um bom entendimento dos processos de deformação e dos fatores que limitam a conformação de chapas metálicas é de fundamental importância no monitoramento dos processos de fabricação. Portanto, os principais fatores que melhor ilustram a base física da conformação de chapas da liga de Al-Mg serão apresentados nesta seção.

2.5.1 Envelhecimento por deformação

O envelhecimento por deformação é um fenômeno da interação entre átomos intersticiais ou substitucionais e defeitos cristalográficos em aços ou outros metais.

Segundo Hogeschool (1975), o fenômeno se evidencia como um aumento na resistência mecânica, que pode ocorrer após ou durante a deformação plástica. Se ocorrer após a deformação, denomina-se envelhecimento estático por deformação (sigla em inglês Static Strain Ageing - SSA); se ocorre durante é denominado envelhecimento dinâmico por deformação (do inglês Dynamic Strain Ageing - DSA). Cita-se ainda que os efeitos do fenômeno de envelhecimento por deformação são: aumento da tensão limite de escoamento e limite de resistência à tração, diminuição do alongamento percentual, perda de ductilidade, deformação localizada, aumento na temperatura de transição dúctil-frágil e aumento na resistência à fadiga, como se lê também em Cottrel (1953).

Há 65 anos Cottrell e Bilby (1953) propuseram que os efeitos do envelhecimento por deformação eram devido à segregação de solutos intersticiais que formavam uma

atmosfera em torno das discordâncias, que então necessitavam de uma força maior para se separar dessas atmosferas e se deslocarem. Não há, no entanto, um consenso claro quanto aos detalhes do mecanismo do DSA, embora o modelo de Cottrell tenha se tornado a base de grande parte do estudo do envelhecimento por deformação.

GÜNDÜZ (2002) afirma que, envelhecimento estático por deformação resulta no reaparecimento do patamar no limite de escoamento e da deformação de escoamento e o envelhecimento dinâmico por deformação leva a deformações heterogêneas caracterizadas por serrilhado na curva tensão-deformação. Em ambos os casos, segundo o autor, tem-se aumento de resistência mecânica e perda de ductilidade.

No trabalho de Bintu et al. (2016a) lê-se que, alterações nas propriedades mecânicas causadas pelo fenômeno de envelhecimento por deformação ocorrem geralmente bem lentamente na temperatura ambiente e mais rapidamente aumentando-se a temperatura, devido à difusão dos átomos responsáveis pelo envelhecimento. Quando as modificações das propriedades são lentas o fenômeno é denominado envelhecimento estático por deformação; quando ocorrem rapidamente, especificamente quando o envelhecimento ocorre simultaneamente com a deformação, o fenômeno é conhecido como envelhecimento dinâmico por deformação.

Bintu et al. (2016a) afirma que, se a taxa de deformação é alta, a temperatura para qual ocorrerá envelhecimento será maior, de forma a permitir que os átomos possam difundir para manter “o passo” com o movimento das discordâncias, que, por sua vez, produzem a deformação plástica. Segundo os autores, o envelhecimento por deformação é, portanto, dependente da temperatura e da taxa de deformação. Afirmam, também, que o máximo no limite de resistência, assim como a ocorrência do serrilhado nas curvas tensão-deformação são deslocados para temperaturas mais altas ao se aumentar a taxa de deformação, podendo ocorrer também o contrário.

Para entender melhor esse complexo fenômeno do envelhecimento dinâmico, Picu et al. (2005), primeiramente, começou testando a validade de alguns mecanismos em escala atômica previamente propostos para o DSA. Isto foi realizado por meio de simulações atomísticas de difusão de Mg em Al. Eles demonstraram que o mecanismo comumente aceito não é operável porque a difusão de Mg é muito lenta. De acordo com o mecanismo clássico para DSA, as discordâncias têm um movimento intermitente. Elas são aprisionadas em uma atmosfera de discordâncias ou outros obstáculos em seu plano de escorregamento. Durante esse tempo de retenção, o soluto se difunde em direção às discordâncias móveis, seja pelo volume ou ao longo do núcleo da discordância móvel, prendendo-a efetivamente. Quanto mais tempo a discordância móvel permanece presa em um obstáculo (inversamente proporcional à taxa de deformação), maior a tensão necessária para colocá-la novamente em movimento. Isto leva a uma sensibilidade negativa à taxa de deformação.(PICU et al., 2005)

Na prática, as discordâncias são linhas de defeitos que sofrem deslocamento

quando o material é deformado plasticamente, em função do deslocamento dos planos cristalográficos e, tudo que tentar bloquear esse movimento, causará aumento na resistência e às vezes, fragilização do material. A deformação plástica imposta acaba sendo acomodada pelo deslizamento dos planos cristalográficos para manter a ordenação atômica da estrutura cristalina. Átomos de carbono (C) e nitrogênio (N) apresentam grande difusão e tendem a migrar para as discordâncias e mobilizando-as, aumentando a resistência do material.(VAN VLACK, 1984)

O envelhecimento pode ser encarado como maléfico e, na maioria das vezes, é indesejado nas indústrias. Porém, pode ser viável para aumentar a resistência dos materiais desde que bem controlado. Convém ressaltar que além do aumento do limite de escoamento, o envelhecimento provoca diminuição no alongamento percentual e aumento na resistência do material. Em contrapartida, esse fenômeno tem sido muito utilizado pela indústria siderúrgica e automotiva. Zhang et al. (2017) afirma que o envelhecimento não afeta a tensão de ruptura do material e que a interação entre discordâncias e átomos de soluto, é responsável pelo aumento na tensão de escoamento.

As discordâncias e os átomos de solutos intersticiais, tais como carbono e nitrogênio, possuem campos de tensão associados. Se o soluto migrar, e para isso existe uma força motriz, para uma discordância em cunha, por exemplo, haverá uma diminuição da energia interna do sistema. Após esta combinação entre a discordância e o soluto, será necessária maior energia para deslocar essa discordância, o que causará um aumento na resistência mecânica do material. Quando as discordâncias estão bem aprisionadas pelos átomos de soluto, pode-se dar a criação de novas discordâncias.

Em um ensaio de tração comum as discordâncias começam a se desprender dos solutos em algum lugar da amostra, formando a conhecida Banda de Lüders ou estrias de deformação. Esta deformação heterogênea propagar-se-á ao longo de toda amostra e a carga permanecerá praticamente inalterada, formando um patamar de escoamento constante. Este comportamento, é bom que se diga, ocorre em aços de baixo carbono. Em aços de alto carbono, simplesmente ocorre um aumento na tensão de escoamento, sem que exista esse patamar de escoamento definido. Uma vez terminado esse processo de liberação das discordâncias, a deformação continuará pelo movimento desses defeitos cristalinos. Se houver um descarregamento e um novo carregamento no corpo de prova, não haverá aumento e muito menos patamar de escoamento. Se a descarga e a recarga forem repetidas após um determinado tempo de espera, será observado, após a recarga, novamente um patamar de escoamento definido e um aumento deste. Isto ocorre pelo tempo disponível que os átomos intersticiais, principalmente o C e N, tiveram para migrar novamente até as discordâncias. (DONALD R. ASKELAND, 2015)

2.5.1.1 Envelhecimento estático por deformação (Static Strain Ageing – SSA)

No trabalho de Cottrell e Bilby (1953), lê-se que, o alívio de tensões ao redor de uma discordância devido a um átomo estranho em solução sólida pode causar a formação de uma atmosfera de equilíbrio, na qual átomos de soluto substitucionais se alocam na parte dilatada das discordâncias e os intersticiais, abaixo das linhas de discordâncias. Assim, afirmam os autores, discordâncias rodeadas por atmosferas de átomos podem produzir escoamento plástico de duas formas. Se a força aplicada é pequena, as discordâncias não conseguem escapar de suas atmosferas e os átomos de soluto devem migrar com as discordâncias. Aplicando uma força suficientemente alta, no entanto, as discordâncias podem livrar-se de suas atmosferas por deslizamento cruzado, tornando-se ligeiramente móveis e capazes de produzir um rápido escoamento sob pequenas forças. Surgem o limite de escoamento superior e o limite de escoamento inferior.

Segundo Cottrel (1953), uma amostra que é descarregada nessa condição de deformação, ultrapassando o limite de escoamento, apresenta discordâncias livres e, ao se aplicar um carregamento posterior, não se observará o limite de escoamento descontínuo, ocorrendo o encruamento do material. Mas ao permitir que a amostra repouse por um tempo suficiente para formar novas atmosferas, o escoamento descontínuo retorna, levando ao envelhecimento por deformação. Por fim, Cottrel (1953) sugerem que o fenômeno de escoamento descontínuo no ferro se deve a atmosferas de átomos de carbono e/ou nitrogênio.

Bintu et al. (2016) afirmam que o envelhecimento estático por deformação influência nas propriedades mecânicas de aços baixo carbono por meio de três mecanismos:

- Ordenamento de Snoek: ordenamento de curto alcance de átomos de carbono entre sítios intersticiais octaédricos induzido por tensão, causando aumento no limite de escoamento superior, não modificando, entretanto, o limite de escoamento inferior;
- Formação de Atmosfera de Cottrell em tempos mais longos: segregação de átomos de carbono ao redor de discordâncias formando atmosferas, as quais bloqueiam as discordâncias e causam aumento na tensão limite de escoamento. Tem-se o aparecimento do escoamento descontínuo e, consequentemente, de formação de Bandas de Lüders. A tensão limite de resistência e coeficiente de encruamento do material não se alteram;
- Em tempos de envelhecimento ainda mais longos: precipitação de carbonetos a partir de atmosferas de carbono nas discordâncias resultando em acréscimo de ambos, tensão limite de escoamento e tensão limite de resistência.

2.5.1.2 Envelhecimento dinâmico por deformação (Dynamic Strain Ageing – DSA)

Segundo (IZABEL e TRINDADE, 2011), o envelhecimento dinâmico por deformação

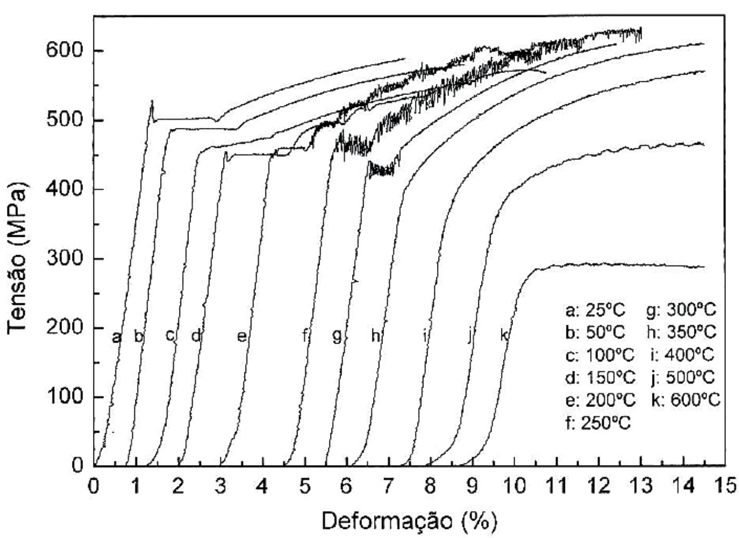
é um conjunto de alterações no comportamento mecânico de metais ou ligas metálicas, comum para vários tipos de materiais nas condições normalmente encontradas no processamento e/ou utilização do produto.

(CURTIN e OLMSTED; JR, 2006) afirmam que, o Efeito Portevin-Le Chatelier (PLC) é o aspecto mais estudado do envelhecimento dinâmico por deformação. Segundo Motsi et al. (2016), trata-se de uma deformação descontínua que se apresenta como serrilhados na curva tensão-deformação obtida em um ensaio de tração, sendo que, a amplitude, frequência, localização e forma desse serrilhado depende da composição química e das condições experimentais aplicadas.

(AIT-AMOKHTAR et al., 2015) afirmam ainda que, a amplitude e a frequência dos serrilhados, de uma maneira geral, aumentam quando a taxa de deformação diminui e/ou a temperatura aumenta. Além disso, a deformação na qual os serrilhados aparecem aumenta com o aumento da taxa de deformação, assim como, aumentando-se a taxa de deformação, aumenta-se a faixa de temperatura na qual o serrilhado irá ocorrer. Outro aspecto importante é a localização dos serrilhados nas curvas tensão-deformação. A Figura 5 apresenta curvas obtidas em ensaio de tração de um aço estrutural de baixo carbono ligado ao Mo e Nb, nas quais se pode observar modificações do aspecto e localização do serrilhado com a temperatura (QUEIROZ, 2013).

Pelas curvas apresentadas na Figura 5 nota-se que, a 250°C (curva f) o efeito Portevin-Le Chatelier nos aços micro-ligados estudados, evidenciado pelo serrilhado nas curvas tensão deformação é bastante pronunciado.

figura 5 – curvas tensão-deformação para um aço baixo carbono ligado ao MO e NB, ensaiado a uma taxa de deformação de $10^{-3}s^{-1}$ em diferentes temperaturas.



Fonte: (SALES, 2006).

Segundo Queiroz (2013), os modelos propostos para explicar as manifestações do envelhecimento dinâmico por deformação consideram uma interação dinâmica entre discordâncias e átomos intersticiais, principalmente carbono e nitrogênio, e se baseiam em um ancoramento de discordâncias por esses átomos e arraste desses átomos pelas discordâncias. O autor afirma que, qualquer que seja o mecanismo, o envelhecimento dinâmico por deformação ocorre durante a deformação plástica do metal quando a velocidade das discordâncias e a velocidade de difusão dos átomos intersticiais são aproximadamente iguais.

Cottrel (1953) afirmou que, o envelhecimento dinâmico por deformação deriva de uma força de atrito exercida sobre discordâncias em movimento por uma atmosfera de átomos de soluto que se desloca junto com as discordâncias. Os átomos intersticiais, que introduzem uma deformação elástica na rede, são atraídos se alocando nos campos de tensões que circundam a linha de discordância, de forma a diminuir a energia elástica do sistema. As nuvens de solutos em torno das discordâncias, chamadas de Atmosfera de Cottrell, se formam quando a velocidade de difusão dos intersticiais, se torna equiparável à velocidade das discordâncias.

De acordo com (PR et al., 2013), o envelhecimento dinâmico por deformação contendo elementos de liga em solução sólida substitucional, além de demandar maior energia de ativação, apresenta particularidades associadas às interações entre solutos intersticiais e solutos substitucionais. Segundo (SANTOS et al., 2015), dependendo da energia de interação nitrogênio-soluto substitucional e carbono-soluto substitucional ocorre a formação do que o autor chama de “dipolos intersticiais-substitucionais”. Esses dipolos interagem com as discordâncias durante a deformação plástica, deslocando para maiores temperaturas as manifestações do envelhecimento dinâmico por deformação, refletindo uma maior energia de ativação para o processo.

Picu et al. (2005) descreve em seu trabalho que as curvas tensão-deformação apresentaram mudanças significativas ao aumentar a temperatura de ensaio, mantendo a taxa de deformação a 2mm/min. Segundo o autor, foi possível notar o serrilhado característico do Efeito Portevin Le Chatelier a partir de 200°C, sendo que a magnitude e frequência aumentou à medida que aumentou-se a temperatura até 250°C. O serrilhado começou a desaparecer das curvas tensão-deformação em temperaturas mais altas estando totalmente ausente a 350°C.

Em termos de propriedades mecânicas, Hogeschool (1975) constatou que, a tensão limite de resistência (σ_{UTS}) inicialmente decrescia um pouco, aumentando-se a temperatura do ensaio, atingindo um mínimo entre 100 e 200°C. Depois, σ_{UTS} cresceu ao aumentar a temperatura, atingindo um máximo a 350°C, antes de decrescer novamente ao continuar aumentando a temperatura. Segundo o autor esse aumento de σ_{UTS} entre 200 e 350°C coincide com o serrilhado nas curvas de tensão-deformação obtidos nos ensaios nessa faixa de temperatura. Foi constatado também um mínimo de alongamento percentual total

para a temperatura de 250°C.

2.5.2 Atmosfera de Cottrell

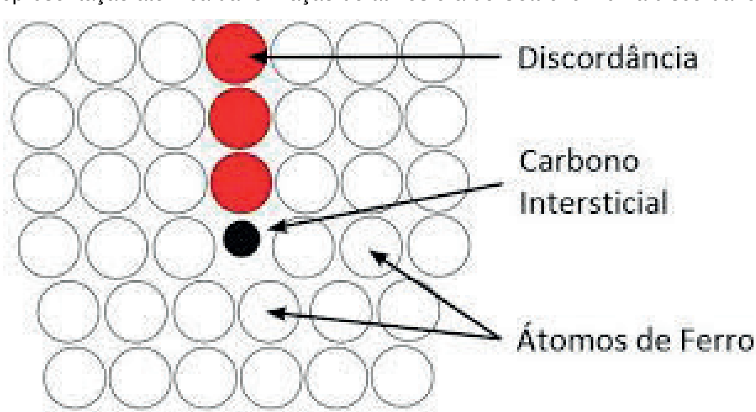
A atmosfera de Cottrell, segundo Cottrel (1953), ocorre em materiais de estrutura cúbica de face centrada com pequenos átomos de impureza, como carbono e nitrogênio. Como esses átomos intersticiais distorcem um pouco a estrutura, haverá um campo de tensão residual ao redor desse interstício. Esse campo de tensões pode ser aliviado por um átomo intersticial difundido num plano de discordância, que contenha uma lacuna em seu núcleo. Uma vez que o átomo está difundido, ele se acomoda. Normalmente apenas um átomo intersticial é necessário por plano da grade de deslocamento para aliviar o campo de tensões.

Uma vez que a discordância é assentada, uma força extra é demandada para retorná-la ao seu estado anterior, elevando a tensão de escoamento. Após esse retorno ao estado anterior, as discordâncias ficam livres para se movimentarem no cristal, resultando em um subsequente limite de escoamento mais baixo, e o material se deforma plasticamente com maior facilidade.

Ao submetermos o material a condições em que ocorra o envelhecimento, permite-se novamente a difusão de átomos de carbono em volta dos núcleos de discordâncias, resultando novamente na elevação da tensão de escoamento.

A atmosfera de Cottrell leva à formação de banda de Lüders, que são regiões de deformação plástica localizada, tornando-se um obstáculo ao processamento do material. Alguns materiais são projetados para evitar o efeito da atmosfera de Cottrell. Através da remoção de todos os átomos intersticiais, da adição de titânio para remover nitrogênio e da descarbonização, é possível neutralizar esse efeito. Uma representação visual pode ser analisada na Figura 6.

Figura 6: Representação atômica da formação de atmosfera de Cottrel em uma discordância de aresta.



Fonte: (ARAÚJO, 2009).

2.5.2.1 Modelo teórico

(COTTRELL, 1953) propôs um modelo para explicar o fenômeno de envelhecimento baseado no alívio das tensões elásticas ocasionadas pela presença de soluto no campo das discordâncias. A difusão de átomos de soluto forma as atmosferas de Cottrell devido às condições cinéticas favoráveis. A resistência do cristal aumenta devido à diminuição de energia proveniente da associação dos átomos de solutos com as discordâncias, gerando um aumento na tensão para movimentá-las.

O coeficiente de difusão do soluto é o fator de controle da velocidade de movimentação dos átomos de soluto para as discordâncias. Temperaturas mais elevadas propiciam um aumento das velocidades de difusão ocasionando uma rápida concentração de soluto em torno das discordâncias até uma temperatura limite. Caso os átomos de soluto se atraiam mutuamente, a precipitação de uma segunda fase cristalina é iniciada próximo às discordâncias. Ao ser atingido o equilíbrio com essa nova fase o fluxo de soluto entre as duas fases é limitado. A partir do equilíbrio a concentração de soluto no cristal é reduzida ao mínimo possível.

No caso de não existir essa atração entre os átomos de soluto, não há a formação de uma nova fase, e o equilíbrio é estabelecido através da igual quantidade de átomos de soluto que entram e saem de um mesmo volume de material no qual se encontra uma discordância. Nessas condições os átomos de soluto serão concentrados próximos as discordâncias, se comparado ao reticulado vizinho, caracterizando então a formação da atmosfera de Cottrell.

Hector (2014) explica que nesse caso, um aumento da temperatura tem por consequência um aumento da entropia do cristal, fazendo com que os átomos de soluto se separem das discordâncias, diminuindo sua concentração ao redor das mesmas. A diminuição de concentração é grande, ao ponto de não mais existir atmosferas de soluto quando a temperaturas muito elevadas. Existe então uma tendência em diminuir a concentração de átomos de carbono e nitrogênio, abaixo do valor médio do material, devido à tensão de compressão oriunda de uma linha superior da discordância em aresta. Simultaneamente tem-se a atração dos átomos devido à tensão de tração inferior à discordância. Deste modo, ao analisar a atmosfera ao redor de uma discordância em aresta, nota-se uma menor concentração de intersticiais acima do plano adicional do que abaixo dele. As atmosferas, geralmente, movem-se juntamente com as discordâncias. Porém, quando esse movimento acontece de maneira a afastar a atmosfera da discordância, uma tensão efetiva surge sobre os átomos de soluto, atraindo-os a disposição de equilíbrio e propiciando que a atmosfera fique atrás da discordância.

O movimento da discordância no cristal acaba por atrair mais átomos de soluto para a atmosfera e simultaneamente, uma mesma quantidade de átomos de soluto deixa a atmosfera, no sentido contrário ao movimento. O resultado desse processo é um

realinhamento dos átomos de soluto que se encontram acima do plano de escorregamento, para posições inferiores a esse plano. O movimento das discordâncias associado a atmosfera de Cotrell implica em um conceito dinâmico, e esse influi diretamente sobre essa movimentação.

A movimentação pode ser dificultada devido à interação entre átomos de soluto da atmosfera e a discordância, sendo necessário um aumento na tensão que está sendo aplicada para que a discordância se desloque. Logo se entende que a tensão de arraste, devido à atmosfera da discordância, é um elemento importante na deformação plástica de um material.

A formação das atmosferas de soluto ao redor das discordâncias é um fator influente na definição do limite de escoamento verificado após o envelhecimento. Isso acontece, pois com o envelhecimento as discordâncias são ancoradas. Para que os átomos se concentrem em torno das discordâncias, é preciso que antes esses se difundam no reticulado. A temperatura é outro parâmetro que define o limite de escoamento, quanto mais elevada é a temperatura maior é o coeficiente de difusão do átomo de soluto, e mais depressa o limite de escoamento reaparece.

As alterações das propriedades mecânicas, devido ao envelhecimento, podem ser representadas em quatro estágios.

Sendo ΔLE a variação do limite de escoamento, eL a deformação de Lüders, ΔLR a variação do limite de resistência, ΔALT variação no alongamento total e Δn a variação no expoente de encruamento, e todas essas as propriedades avaliadas após o envelhecimento, tem-se os seguintes estágios:

I. **Primeiro estágio** – a tensão de escoamento aumenta assim como a deformação de Lüders. Nela as discordâncias começam a ser ancoradas até um limite ao qual a densidade da atmosfera alcança o valor de um átomo de soluto por plano atômico, ao longo da linha.

II. **Segundo estágio** – o limite de escoamento aumenta, mas a deformação de Lüders continua constante. Nuvens de intersticiais são formadas ao redor das discordâncias, limitando assim seu movimento. Pode ser verificada uma formação inicial de precipitados nas linhas de discordâncias.

III. **Terceiro estágio** – difere-se do estágio anterior pelo aumento do expoente de encruamento, acarretando um endurecimento do material.

IV. **Quarto estágio** – as propriedades do material são recuperadas, redistribuição do soluto agora nos contornos de grão.

2.5.3 Efeito de Portevin-Le Chatelier (Efeito PLC)

O efeito Portevin-Le Chatelier (PLC) é uma instabilidade no regime plástico de muitas ligas de solução sólidas sob condições de deformação adequadas. O início de seus estudos data de 1837, de acordo com Cottrel (1953), entretanto, tal efeito foi mais

profundamente estudado há pouco mais de um século em aços carbono. Mais tarde, recebeu a denominação devido a colaboração de Portevin e Le Chatelier em ligas com átomos substitucionais (HADIANFARD et al., 2008). Ele se manifesta como pulsos de tensão ou fluxo serrilhado e propagação de deformações localizadas chamadas bandas.

Processos relevantes para a deformação plástica vão desde a escala atômica à escala macroscópica. Embora exista um entendimento geral dos fenômenos microscópicos e alguns modelos macroscópicos, a ligação entre esses não é completamente clara (CAI et al., 2016). Desde sua descoberta, o efeito PLC tem sido estudado experimentalmente por muitas décadas e modelos foram desenvolvidos para dar conta do fenômeno. Naturalmente, os primeiros estudos foram desenvolvidos pela comunidade metalúrgica, mas o fenômeno geral da plasticidade tem despertado grande interesse, também, no campo da física.

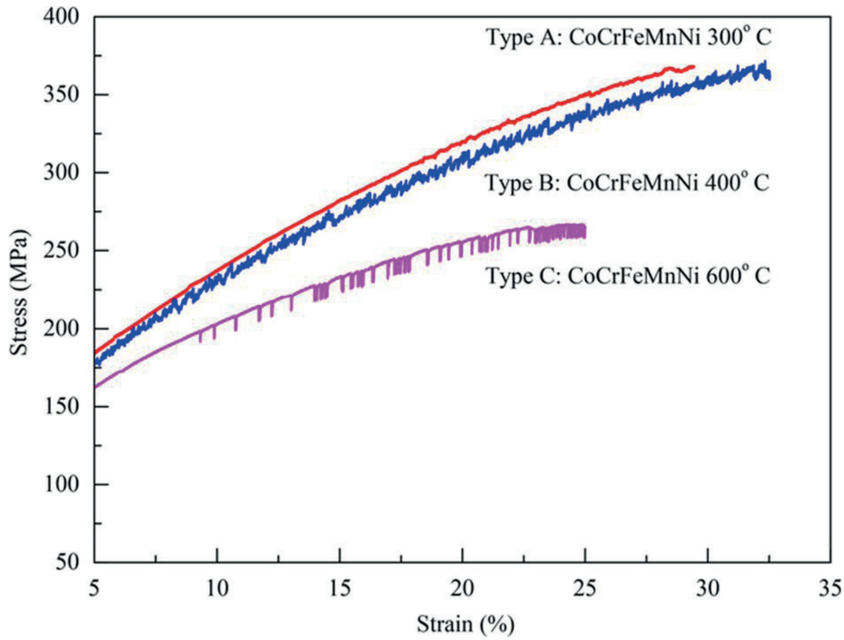
A manifestação macroscópica da DSA consiste em um fluxo plástico descontínuo (ou serrilhado) na curva tensão-deformação durante o carregamento. Este resultado, que limita severamente a ductilidade/conformação, manifesta-se através de repetidas bandas de deformação localizadas que deixam traços indesejáveis na superfície do produto final.

Os dois fatores externos mais importantes para a ocorrência do efeito PLC são a taxa de deformação e a temperatura. O efeito está presente apenas em uma determinada região de taxa de deformação e temperatura e alterando-se essas duas variáveis observa-se mudanças no tipo de instabilidade. Além disso, a estabilidade do regime plástico depende da rigidez da máquina de teste e da qualidade da superfície da amostra. Também a composição química da liga, o arranjo cristalográfico, a densidade do soluto, a densidade das discordâncias e o tamanho do grão afetam a estabilidade. No entanto, nem todos têm necessariamente um efeito significativo quando se consideram algumas propriedades isoladas dos fenômenos do PLC, como por exemplo o tamanho de grão em uma liga de Cu-15% Al tem mostrado quase nenhum efeito nas características da banda de deformação.

Em um teste de tração, onde a taxa de tensão é mantida constante, Autores apresentam que (BHOWMIK; MISHRA, 2016), a instabilidade plástica se manifesta como picos e bloqueios. Nos testes com taxa de deformação controlado, nos quais a taxa de deformação é mantida constante, o efeito é mostrado como escoamento serrilhado com quedas de tensão regulares e com frequência e amplitude características.

Com base no tipo de serrilhas nas curvas de tensão-deformação, o efeito PLC pode ser caracterizado em diferentes categorias. A caracterização torna-se mais evidente quando se olha para as bandas de deformação, pois as diferentes categorias correspondem a diferentes modos de propagação da banda de deformação. Uma representação esquemática dos diferentes tipos de bandas é apresentada na Figura 7. Os diferentes tipos de serrilhas ocorrem em diferentes regimes de taxa de deformação e temperatura. Portanto, transições entre os diferentes tipos podem acontecer e o efeito pode desaparecer completamente, quando a deformação é realizada sob condições diferentes.

Figura 7: Bandas de deformação devido ao efeitos PLC.



Fonte: (MAKINEN, 2016).

Tipo A: As serrilhas do tipo A geralmente ocorrem com taxas de deformação mais altas e temperaturas mais baixas. Eles são os mais irregulares com pequenas quedas de tensão em locais arbitrários na curva tensão-deformação. As bandas também foram categorizadas em duas subcategorias distintas com bandas exibindo quedas súbitas de tensão chamadas A1 e bandas onde a queda de tensão é mais gradual chamada A2.

Zhang et al. (2017) mostrou que em AA5754 as bandas do tipo A nucleavam em algum lugar no comprimento útil da amostra e se propagavam continuamente até que outra banda se formasse em outro lugar. Isso continua até que uma banda estática de cisalhamento se forme em algum lugar no comprimento da amostra e o processo de adegalçameto se inicie. Em um estudo (MOTSI et al., 2016) em AA5086 usando termografia por infravermelho a propagação da banda foi inicialmente em ambas as direções, mas no final dos experimentos as bandas se propagaram principalmente da extremidade fixa da amostra até a extremidade móvel.

As bandas refletidas das extremidades da amostra, segundo Makinen (2016), ou que passam um defeito do material alteram sua inclinação. Essas mudanças na inclinação produzem um pequeno salto de tensão seguido por uma queda, o que sugere uma resistência localmente aumentada à propagação da banda. Em alguns casos Meng et al. (2018) a causa da mudança na inclinação não é determinada e somente sua ocorrência após um estágio intermediário na deformação é mencionada.

Tipo B: As serrilhas tipo B, um pouco mais regulares, ocorrem geralmente em taxas de deformação e temperaturas intermediárias. As quedas de tensão são maiores do que as serrilhadas do tipo A e, além dos bem conhecidos serrilhados, segundo Kreyxa e Kozeschnik (2018) existem também em menor escala de flutuações.

Zhang et al. (2017) em seu estudo sobre ligas AA5754 mostrou que as bandas do tipo B nucleavam em locais aleatórios no comprimento da amostra e se propagavam de forma descontínua em distâncias curtas. Essas se propagam continuamente a curtas distâncias. Também multibandas foram observadas e em AA5082 (AIT-AMOKHTAR; FRESSENGEAS; BOUABDALLAH, 2015), até quatro bandas simultâneas foram observadas nos estágios iniciais do efeito PLC. As multibandas podem nuclear simultaneamente ou durante a propagação de outra banda. A distância de salto, às vezes, é na mesma escala da espessura da amostra.

As bandas também podem mudar sua inclinação e isso geralmente ocorre após o estágio intermediário do experimento, como nas bandas do tipo A. Além disso, uma faixa de propagação pode alterar sua inclinação ao refletir a partir das extremidades da amostra ou de um defeito de material. Essas mudanças produzem uma queda maior de tensão que pode, no entanto, ser aprofundada nos serrilhados resultantes do salto de banda. Durante a mudança foi observada também a troca temporária da direção da propagação da banda. Também uma mudança de inclinação foi observada com a nucleação multibanda.

As magnitudes de queda de tensão do tipo B têm uma grande distribuição de pico, o que sugere uma escala característica. A probabilidade de eventos de pequena amplitude é aumentada, portanto a forma do pico é assimétrica. A localização do pico se move com a taxa de deformação, aproximando-se das distribuições do tipo A ou do tipo C à medida que a taxa de deformação é aumentada ou diminuída. A queda de tensão em função da deformação evolui regularmente à medida que a taxa de deformação aumenta, mas se decompõe quando o regime combinado é alcançado.

Tipo C: Serrilhados tipo C são bastante regulares e têm uma amplitude e frequência aproximadamente constantes, ambas bastante altas. Ocorrem com taxas de deformação mais baixas e temperaturas mais altas. Diferentemente, aos tipos A e B, essas ocorrem, de acordo com Tamimi (2015) com muito mais frequência. Da mesma forma que as serrilhas tipo B, de acordo com Viana (2010), as serrilhas tipo C exibem menores variações de escala, além das bem conhecidas maiores quedas de tensão. As bandas começam a mudar sua inclinação desde o início do experimento e assim permanece durante todo o experimento (HIRTH, 2010). A magnitude da queda de tensão é bimodal com uma distribuição de pico para as serrilhas de maior magnitude e uma distribuição da lei de potência para as serrilhas de menor amplitude. A queda de tensão em função da deformação é aleatória.

Regime Combinado: Segundo Lenzen et al. (2017) existe um regime combinado chamado A + B onde as serrilhas tipo A e B ocorrem sequencialmente durante uma experiência e também um regime similar, de acordo com Johannes e Kreyca (2017), para

as serrilhas tipo B e C. Nunca foi observado um regime combinado para os três tipos de serrilhas. Esta mudança sequencial do tipo de banda deve estar relacionada ao encruamento e à instabilidade do ensaio de tração, onde por instabilidade, entende-se experimentos feitos com taxa de deslocamento constante em vez de uma taxa de deformação constante tal que a mudança do comprimento da amostra não é levada em consideração.

As taxas de deformação relativamente elevadas aumentam a temperatura global da amostra e o efeito disto no cruzamento foi estudado. Na verdade, o regime combinado desapareceu quando a superfície de uma amostra de Al-2% Mg foi pulverizada com um líquido frio para compensar o efeito do aumento da temperatura devido à deformação plástica. O regime combinado observado do tipo B para o tipo C não pode ter a mesma explicação dominante de temperatura, já que as taxas de deformação são muito menores. Portanto, deve ser devido ao encruamento e à taxa de deformação decrescente por causa da taxa de deslocamento constante.

Dependendo da experiência, a nucleação de uma banda do tipo A ocorreu às proximidades da extremidade fixa da amostra no regime combinado. A banda então se propaga para a outra extremidade da amostra, uma leve deformação uniforme ocorre com um salto de tensão adiante e outra banda nucleia na outra extremidade da amostra e uma nova queda de tensão acontece. Essa ausência de reflexos significa a existência de uma direção preferencial que sugere anisotropia no campo de tensão na vizinhança da banda. Uma mudança na inclinação logo após a nucleação também foi observada com essas bandas.

A velocidade de uma única banda tipo A também diminui com o tempo, parando por fim no final da amostra, segundo Makinen (2016). A diferença entre a velocidade de nucleação e a velocidade da banda anterior na chegada a extremidade fixa fixo diminui ao longo do regime de bandas tipo A até que esteja próximo de zero e uma banda tipo B nucleie.

Segundo Queiroz (2013), as oscilações do tipo B tornam-se sobrepostas a este comportamento e a amplitude dessas oscilações aumenta com a deformação. As bandas alteram a inclinação apenas antes do final da amostra. Isto pode surgir da homogeneização do material por bandas previamente passadas. No final do regime cruzado, as bandas do tipo B são nucleadas a partir do mesmo local que as bandas do tipo A, mas propagam-se para cima e para baixo da amostra, refletindo em ambas extremidades da amostra e alterando a inclinação após reflexão. Inicialmente ocorre um salto de tensão na banda tipo A que com essas reflexões que desaparecem à medida que a banda assume totalmente o padrão B. A banda B se propaga na amostra com paradas ocasionais e a finalmente uma intensa deformação localizada acontece com o adelgaçamento da amostra.

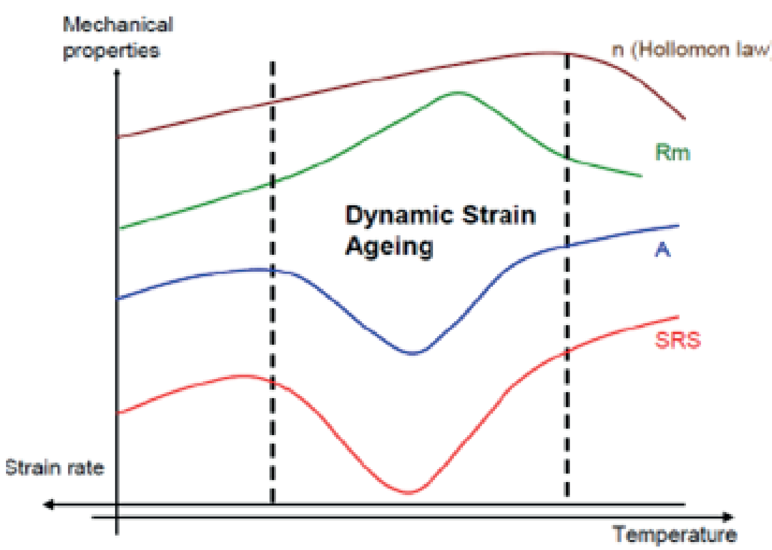
Neste regime combinado a distribuição de grandezas de queda de tensão é uma distribuição mista das serrilhas (power-law) tipo A combinando e de serrilhas (peaked) do tipo B. A transição também pode ser observada na distribuição do número de quedas de

tensão por intervalo de unidade. Na região do tipo B, as quedas de tensão são menores que na região A, embora a frequência maior na região do tipo B. No regime combinado, observa-se uma mistura dessas distribuições, tal que a distribuição se torna repicada, de modo que, com baixa intensidade, é semelhante à distribuição do tipo A e com maior intensidade assemelha-se à distribuição do tipo B.

2.5.4 Sensibilidade à taxa de deformação

O conceito de sensibilidade à taxa de deformação foi introduzido por Penning, assumindo que o encruamento pela taxa de deformação é negativo ao longo de um intervalo finito de taxas de deformação (ZHANG et al., 2017). A razão para essa diminuição é baseada no movimento das discordâncias que possibilita o aumento da concentração dos átomos do soluto enquanto uma discordância é retida em um obstáculo (MEYRICK; WAGONER, 2001). Quanto maior o tempo de espera, maior a tensão necessária para a discordância superar o obstáculo, e isso leva à sensibilidade negativa da taxa de deformação. Na Figura 8 são apresentadas as consequências das propriedades mecânicas sob a influência da DSA. Com o aumento da temperatura, a tensão de escoamento, a ductilidade “A” e a SRS do material testado geralmente diminuem, enquanto a resistência mecânica “Rm” mostra um aumento. Em alguns casos, é possível observar um nivelamento aparente ou mesmo um aumento da tensão de escoamento com o aumento da temperatura, mas isso ocorre apenas na faixa de taxas de deformação e temperaturas nas quais a SRS negativa também é observada.

Figura 8: Propriedades mecânicas sob a influência da DSA.



Fonte: (HECTOR, 2014).

Na literatura, muitos autores calcularam e relataram valores baixos ou negativos de sensibilidade da taxa de deformação para diferentes materiais. Por exemplo, Bintu et al. (2016b) observaram o efeito PLC e, portanto, a SRS negativa em ligas AA 5182 Al-Mg em todas as temperaturas entre –80 e 110°C e com taxas de deformação inferiores a 10^{-1} s^{-1}. Eles oferecem uma nova explicação baseada em experimentações e modelagens para o domínio SRS negativo. Valores positivos baixos de sensibilidade a taxa de deformação foram observados por Kamel *et al.* (2002) em ligas de aço inoxidável 316 e Cu-Zn. Um trabalho recente de Cai *et al.* (2016) sugere que o aumento da atividade de contração geminada em taxas de deformação mais altas pode levar a SRS negativa e uma tendência decrescente do coeficiente com deformação. Outro material que exibe uma tendência similar para SRS é Cu. Shen et al. em seu trabalho demonstram que o aumento no espaçamento entre maclas é provavelmente responsável pela diminuição de m (sensibilidade à taxa de deformação) vs Deformação (SHCHEGOLEVA, 1968).

A taxa na qual a tensão é aplicada pode ter uma influência importante na deformação plástica (FILHO; BENTO; SILVA, 2011). A taxa de deformação ($\dot{\varepsilon}$) é definida pela equação (1) como

$$\dot{\varepsilon} = \frac{d\varepsilon}{dt} \tag{1}$$

Geralmente expressa em s^{-1}. Observa-se que o limite de escoamento e a limite de resistência à tração aumentam com o aumento das taxas de deformação.

A taxa de deformação verdadeira é dada pela expressão da equação (2)

$$\dot{\varepsilon} = \frac{d\varepsilon}{dt} = \frac{d}{dt}\left[ln\left(\frac{l}{lo}\right)\right] = \frac{1}{L}\,\frac{dL}{dt} = \frac{\vartheta}{L} \tag{2}$$

onde ϑ é a velocidade do travessão da máquina de tração.

Esta equação mostra que, para uma velocidade constante da máquina de teste de tração, a taxa de deformação real é diminuída enquanto a amostra é alongada, de modo a manter constante a velocidade de deformação, a velocidade do fuso deve ser aumentada proporcionalmente ao aumento o comprimento da peça. A dependência da tensão de escoamento plástico na taxa de deformação a temperatura constante pode ser aproximada com com a equação (3) (TSENG, 2010)

$$\sigma = C(\dot{\varepsilon})^{m}_{\varepsilon,T} \tag{3}$$

onde o '*m*' representa a medida de sensibilidade a taxa de deformação. O expoente '*m*' pode ser obtido através da inclinação da curva In (σ) / In ($\dot{\varepsilon}$).

$$m = \left.\frac{\log\frac{\sigma_2}{\sigma_1}}{\log\frac{\dot{\varepsilon}_2}{\dot{\varepsilon}_1}}\right|_{\varepsilon} \tag{4}$$

Onde para uma dada deformação $\dot{\varepsilon}$ o nível de tensão σ_1 e σ_2 é medido para os diferentes $\dot{\varepsilon}$. No log da curva (σ) versus log ($\dot{\varepsilon}$), a inclinação dá o valor *m*. O domínio da instabilidade começa com o empescoçamento. Nesse ponto, há um escoamento localizado, onde a taxa de deformação é diferente daquela aplicada pela máquina. Se a sensibilidade da taxa de deformação for alta, haverá uma propagação uniforme do defeito e uma deformação relativamente longa da amostra ocorrerá antes da fratura. Por outro lado, se o valor de *m* for negativo, o empescoçamento aumentará rapidamente e a fratura ocorrerá quase imediatamente.

2.5.5 Tamanho do grão

O tamanho de grão (ou diâmetro médio de grão) dos metais policristalinos tem grande influência em suas propriedades mecânicas. Grãos adjacentes normalmente têm diferentes orientações cristalográficas e, é claro, um contorno de grão comum. Durante a deformação plástica, as deformações têm que atravessar os contornos de grão que, portanto, atuam como uma barreira ao movimento das discordâncias por duas razões (BARRETT; MASSALSKI, 1980):

- Como os dois grãos têm orientações diferentes, uma discordância passando por um deles terá que mudar sua direção de movimento e, à medida que o distúrbio cristalográfico aumenta, isso se torna mais difícil.
- A desordem atômica em uma região de contorno de grãos resultará em uma descontinuidade dos planos de escorregamento de um grão para outro.

Estas duas razões explicam o aumento da tensão de escoamento (σ_y) quando o tamanho do grão (*D*) diminui, como expressa a equação (5) de Hall-Petch [Hall1951, Petch1953]

$$\sigma_y = \sigma' + KD^{-1/2} \qquad (5)$$

Nessa expressão, é o diâmetro médio dos grãos, e σ' e *k* são constantes que dependem do material. Em outras palavras, a tensão de escoamento de materiais de grão grosso é inversamente proporcional à raiz quadrada do tamanho do grão. Mas, como Van Swygenhoven explica, em tamanhos de grãos em escala nanométrica essa expressão não é válida, porque uma mudança no mecanismo de deformação é observada (VAN VLACK, 1984).

A interpretação é baseada nos tipos de discordâncias dentro dos grãos que dificilmente podem existir por causa das limitações de tamanho, forma e, o mais importante, o papel que os contornos de grão exercem.

Os tamanhos de grão podem evoluir devido ao processo de recristalização, em que o nível de energia interna do material, isto é, a energia do contorno do grão e a energia

armazenada, é reduzido. A natureza da dinâmica da recristalização depende do tipo de material considerado. O processo de recristalização em materiais de baixa energia de falha de empilhamento, como aços TWIP ou Cu, é principalmente um processo descontínuo onde novos grãos nucleiam em locais da microestrutura que possuem energia armazenada suficiente. Em materiais de maior energia de falha de empilhamento, como o alumínio, os processos de recuperação dinâmica limitam a recristalização dinâmica descontínua em favor de um processo contínuo. Najafi-Zadeh relatou o refinamento do grão de ferrita nos aços IF por laminação a quente (ARMSTRONG; WALLEY, 2008). Eles concluíram que a recristalização dinâmica foi responsável por diminuir o tamanho do grão de ferrita para 1-3 µm.

Como explicado acima, os contornos de grão são defeitos interfaciais criados entre dois grãos que possuem diferentes orientações cristalográficas. As propriedades e estrutura dos contornos de grão são função da desorientação, por isso é conveniente separá-las em termos da extensão da desorientação. A desorientação do contorno de grão pode ser descrita como a transformação necessária para rotacionar o vetor normal de um grão sobre o de seu vizinho.

Um contorno é considerado “ângulo baixo” (LAGB) se tiver um ângulo de desorientação inferior a 15°, enquanto que um limite de alto-ângulo (HAGB) é qualquer contorno com um ângulo de desorientação superior a 15 ° (HIRTH, 2010).

O LAGB mais simples é um contorno inclinado onde a estrutura pode ser descrita em termos de matrizes de discordâncias, consistindo de uma parede de discordâncias paralelas (TOTTEN, 2007). Eles são inteiramente formados por discordâncias de contornos. Os HAGBs têm um conteúdo energético maior do que o LAGB e são mais deslocáveis devido à consequente menor energia de ativação para mover o contorno. As discordâncias atravessam os contornos durante a deformação, mas isso requer maior tensão e acúmulo gradual de discordâncias em pilhas. Nesse caso, a desordem pode ser descrita em termos de uma rotação relativa de dois grãos um em relação ao outro. O movimento de discordâncias em material refinado é modificado pela presença de contornos de grãos (ZHANG et al., 2017). Contornos de grãos de pequeno ângulo não bloqueiam efetivamente o escorregamento devido a um leve desalinhamento cristalográfico. Além disso, os contornos geminados bloqueiam efetivamente o processo de deslizamento e aumentam a resistência do material. O contorno entre duas fases diferentes também é forte obstáculo para as discordâncias.

2.5.6 Temperatura

O comportamento mecânico de uma chapa metálica pode mudar significativamente com a variação na temperatura de processamento. Sob diferentes temperaturas, o material reagirá diferentemente à mesma operação de fabricação, isto é, pode apresentar diferentes

propriedades mecânicas, físicas e químicas.

A temperatura na qual um teste é realizado tem um forte impacto na curva de tensão-deformação, bem como nas propriedades de escoamento plástico e fratura.

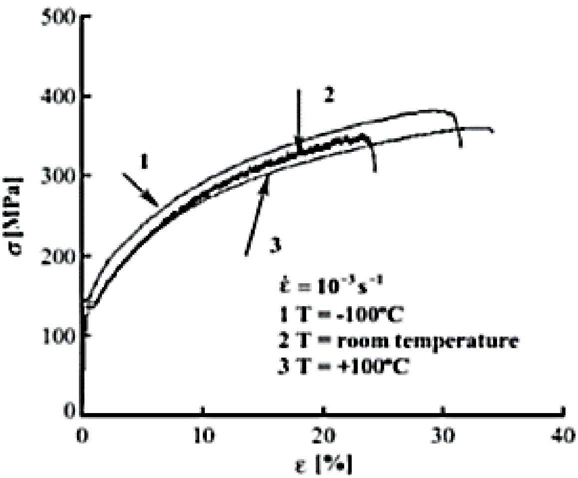
Geralmente, a tensão é reduzida enquanto a ductilidade é aumentada à medida que a temperatura aumenta. No entanto, em certos níveis de temperatura, mudanças estruturais podem ocorrer, tais como precipitação, envelhecimento por deformação ou recristalização, que modifica o comportamento regular dos materiais.

Por estas razões, é muito importante entender o comportamento dos metais em várias faixas de temperatura. Por exemplo, em altas temperaturas, a aniquilação de discordâncias (redução na resistência do material) é controlada principalmente pela subida das discordâncias, um processo controlado pela difusão de vazios.

Na indústria de conformação, existem três faixas básicas de temperatura nas quais o metal pode ser trabalhado: a frio, morno e a quente. A conformação a frio refere-se a trabalhos realizados a temperaturas abaixo da temperatura de recristalização do metal. O encruamento por deformação durante o processo melhora as propriedades mecânicas do produto. A conformação a quente é definida como trabalhos a temperaturas acima da temperatura de recristalização do metal, resultando numa diminuição da tensão de escoamento e, consequentemente, redução do limite de escoamento. A conformação a morno passou a ser usada para obter as vantagens da conformação a quente e a frio, embora em menor grau. Como a tensão de escoamento diminui com o aumento da temperatura, a carga no equipamento de conformação a morno é menor do que na conformação a frio. Além disso, as temperaturas não são tão altas que possam ocorrer danos na camada superficial. Portanto, as vantagens da conformação a frio são alcançadas, ou seja, melhor qualidade superficial, melhor precisão dimensional e melhores propriedades mecânicas do que na conformação a quente.

A Figura 9 mostra esquematicamente as mudanças nas curvas de tensão-deformação que ocorrem com a mudança de temperatura nas ligas Al-Mg.

Figura 9: Tensão x deformação AA-5182 M três temperaturas diferentes.



Fonte: (PICU et al., 2005).

É difícil estabelecer uma relação geral válida entre a tensão de escoamento, temperatura, deformação e taxa de deformação devido ao comportamento complexo dos metais, no entanto, existem algumas tentativas de descrever empiricamente o comportamento plástico de certos metais em função dessas variáveis em faixas específicas de temperatura.

Em geral, o grau de dependência do comportamento plástico com a temperatura com deformação e taxa de deformação constantes é expresso pela equação (6)

$$\sigma = Ce^{Q/RT} \qquad (6)$$

Onde:

Q – Energia de ativação do escoamento plástico, cal / mol

R – Constante Universal dos gases, 1.987 cal K-1mol-1

T – Temperatura do corpo de prova, K

O valor da tensão de escoamento depende da estrutura das interferências existentes no tempo que a tensão é medida. A estrutura das discordâncias é modificada com temperatura, com a deformação e com taxa de deformação.

2.5.7 Anisotropia

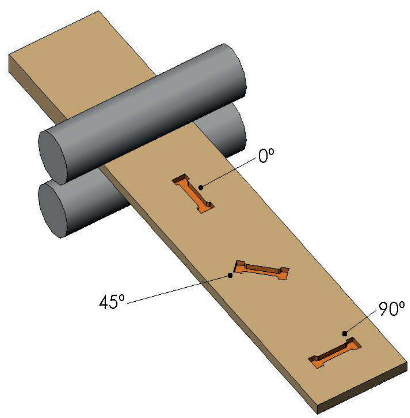
Um material isotrópico é aquele que apresenta as mesmas propriedades para qualquer direção escolhida. No entanto, devido aos processos de fabricação, os materiais tendem a apresentar propriedades que são dependentes da direção escolhida. Esses

materiais são chamados de anisotrópicos.

Uma característica importante apresentada pelas chapas laminadas é a anisotropia normal. Essa anisotropia é causada principalmente pela textura cristalográfica. Esta orientação pode ser modificada por recristalização durante recozimento do metal. Mas dificilmente pode ser completamente eliminada do material (HONEYCOMBE, 1977). O grau de anisotropia é estritamente relacionado à estrutura cristalina do metal ou liga. Em geral, a anisotropia desenvolve-se mais fortemente em metais com estrutura hexagonal do que em metais com estrutura de cúbica de face centrada ou cúbica de corpo centrado.

Para determinar o índice de anisotropia de uma determinada chapa, deve-se realizar um ensaio de tração em amostras retiradas na direção de laminação, 45º e 90º em relação a essa direção. A Figura 10 mostra como são retirados os corpos de prova de uma chapa.

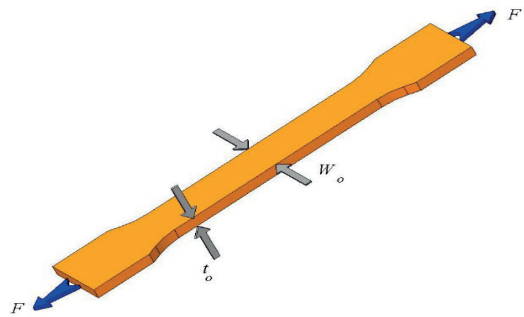
Figura 10: Direção corpo de prova em relação à laminação.



Fonte: (YU-LONG CAI, SU-LI YANG, 2016).

Uma determinada chapa pode apresentar anisotropia planar, determinada pela razão entre a deformação na largura   e a deformação na espessura, como mostrado na Figura 11 e a relação numérica mostrada na equação (7).

Figura 11: Anisotropia planar.

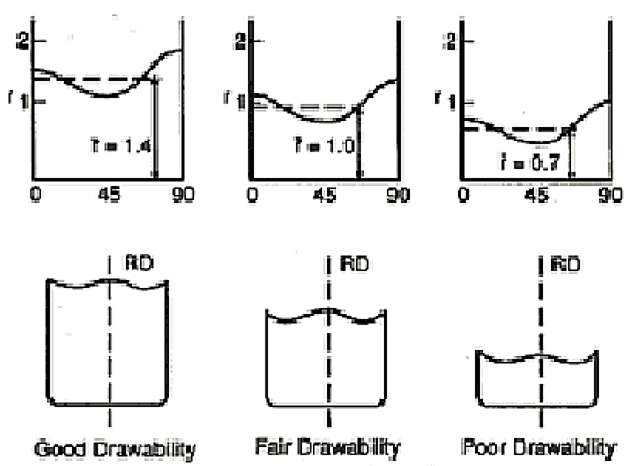


Fonte: (YU-LONG CAI, SU-LI YANG, 2016).

$$R = \frac{\varepsilon_w}{\varepsilon_t} = \frac{\ln(w/w_o)}{\ln(t/t_o)} \quad (7)$$

Um valor alto de anisotropia normal significa que a espessura está deformando (diminuindo) menos que a largura e é uma vantagem para os processos de conformação. Por outro lado, se o valor de *R* for menor que um, a espessura está deformando mais rapidamente que a largura e isso causaria uma falha rápida, como exemplificado na Figura 12. Já os materiais isotrópicos apresentariam *R* igual a 1.

Figura 12: Anisotropia planar.



Fonte: (TOROS, 2017).

O valor de *R* geralmente varia com a direção em relação à direção de laminação. É comum caracterizar-se um material pelo coeficiente de anisotropia normal médio $\bar{R}$, de acordo com a equação (8). (CADDELL & HOSFORD, 1993)

$$\bar{R} = \frac{R_0 + 2R_{45} + R_{90}}{4} \tag{8}$$

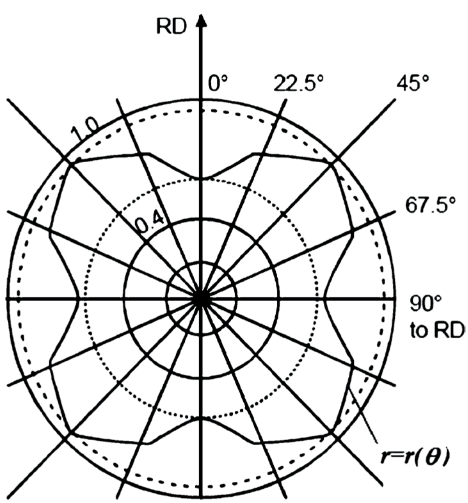
Uma outra característica importante observada em chapas laminadas é o aparecimento de “orelhas” nas bordas de copos embutidos. Esse fenômeno se deve à diferença do valor de *R* para cada direção da chapa que originou o copo (JORGE, 2005). Almeida (1983) afirmam que nas direções que apresentam um valor de *R* menor ocorrerá um maior engrossamento da chapa durante o embutimento. Assim, a altura do copo para aquela região será menor. Os tamanhos das orelhas apresentadas e a direção em que elas se formam estão relacionados com o coeficiente de anisotropia planar, ΔR, e pode ser definido na equação (9)

$$\Delta R = \frac{R_0 - 2R_{45} + R_{90}}{2} \tag{9}$$

Chapas com valores positivos de ΔR, formam orelhas a zero grau e a noventa graus em relação à direção de laminação, e chapas com valores negativos de ΔR formam orelhas a 45º. Quanto maior for o módulo de ΔR, maior será o tamanho das orelhas (TOROS, 2017).

Uma imagem mais intuitiva da anisotropia planar para AA5182-O é dada pela representação de coordenadas polares encontrada no livro de Banabic (BANABIC, 2010). A Figura 13 mostra a variação planar da anisotropia em relação ao comportamento ortotrópico da chapa metálica.

Figura 13: Variação planar da anisotropia em relação a chapa metálica.



Fonte: (BANABIC, 2010).

MATERIAIS E MÉTODOS

Nesta seção será feita uma revisão das características e propriedades da liga de alumínio. Esta divisão englobará as informações sobre o material necessário à realização da presente pesquisa.

Em seguida será apresentado a descrição dos equipamentos utilizados para ensaios mecânicos utilizados neste trabalho.

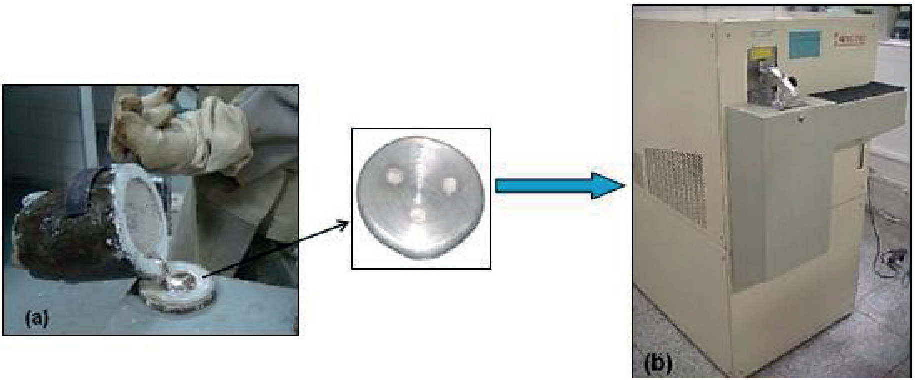
E para concluir, os diferentes métodos utilizados para caracterização microestrutural da chapa metálica em várias etapas da pesquisa serão apresentados.

3.1 Composição química

Para a realização deste estudo foi utilizada uma amostra de chapa de alumínio comercial da Liga AA5182 de 500 mm x 250 mm x 6 mm.

A primeira etapa da análise passou pelo corte de uma amostra de 50mm x 50mm para a confirmação da composição química da amostra. Essa etapa consiste em verificar se as composições químicas estão de acordo com a data sheet fornecida; a amostra, previamente cortada, tem uma de suas superfícies faceadas, para ser submetido a análise química através do espectrômetro óptico modelo "Q4 TASMAN", mostrado na Figura 14, os resultados são obtidos a partir da média de no mínimo três leituras da composição química da amostra.

Figura 14: Análise química (a), espectrômetro ótico (b).



Fonte: Autoria própria.

3.2 Procedimentos experimentais

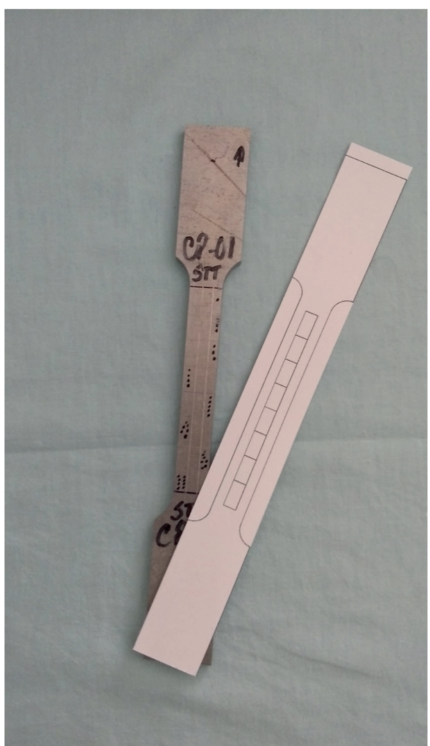
3.2.1 Anisotropia

O cálculo do coeficiente de anisotropia (deformação na largura (ε_W) versus a deformação na espessura (ε_t)) do material em estudo foi feito através do ensaio de tração de doze corpos de prova, quatro para cada direção, 0°, 45° e 90°, todos com a taxa de deformação de 5,00x10^{-3} s^{-1}. Como a medição da espessura em chapas fina é passivo de muito erros. A equação que define o índice de anisotropia pode ser reescrita em função da largura e do comprimento dos corpos de prova, admitindo-se que o volume do material permaneça constante durante a deformação.

O seguinte procedimento foi adotado para determinação da deformação na largura e no comprimento dos corpos de prova:

a) Marcação de malha calibrada nos corpos de prova, marcando 6 valores de L_0 e 6 de W_0.

Figura 15: Marcação corpo de prova.



Fonte: Autoria própria.

b) As amostras foram alongadas aproximadamente a 15% (abaixo da deformação em que se inicia a estricção) a uma taxa de deformação de $5{,}00 \times 10^{-3}\ s^{-1}$.

c) Os valores de comprimento final L_f e largura final W_f são medidos em microscópio ótico e registrados.

d) Calcula-se o coeficiente de anisotropia, conforme descrito a seguir:

$$\varepsilon_{wi} = ln\left(\frac{wi_f}{wi_0}\right) \quad \therefore \quad \varepsilon_w{}' = \frac{\varepsilon_{w1} + \varepsilon_{w2} + \varepsilon_{w3}}{3}$$

$$\varepsilon_{Li} = ln\left(\frac{Li_f}{Li_0}\right) \quad \therefore \quad \varepsilon_L{}' = \frac{\varepsilon_{L1} + \varepsilon_{L2}}{2}$$

$$r_{direção} = -\frac{\varepsilon_w{}'}{\varepsilon_w{}' - \varepsilon_L{}'}$$

Sendo:

W_{if} = Larguras finais;

W_{i0} = Larguras iniciais;

L_{if} = Comprimentos finais;

L_{i0} = Comprimentos iniciais;

ε_W = Deformação média na largura;

ε_L = Deformação média no comprimento;

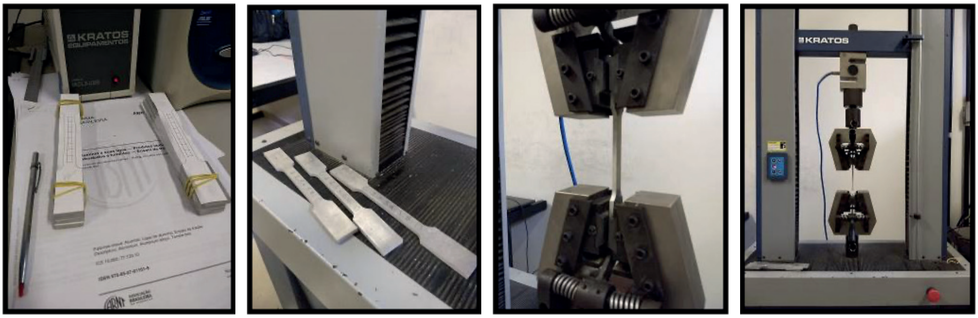
$r_{direção}$ = Coeficiente de anisotropia nas direções de laminação.

3.2.2 Teste de tração uniaxial

Para a caracterização mecânica da liga foram preparados 27 corpos de prova, sendo 9 para cada direção, 0°, 45° e 90°, de acordo com a Norma ABNT NBR 7549:2008, e estas amostras foram submetidas a ensaios de tração realizados em uma máquina de ensaio universal da marca KRATOS, com taxas de deformação de $1{,}2 \times 10^{-3}$, $2{,}5 \times 10^{-3}$, $5{,}0 \times 10^{-3}$, temperatura de 25ºC e umidade relativa 60%.

Após os ensaios de tração uniaxial, realizados em máquina de ensaios universal Kratos mostrada na Figura 16, foram calculados os valores da deformação plástica verdadeira [ε] e tensão verdadeira [σ] para cada corpo de prova. De posse desses valores foi construído o gráfico [σ x ε] denominada curva de fluxo do material para cada direção.

Figura 16: Ensaio de tração.



Fonte: Autoria própria.

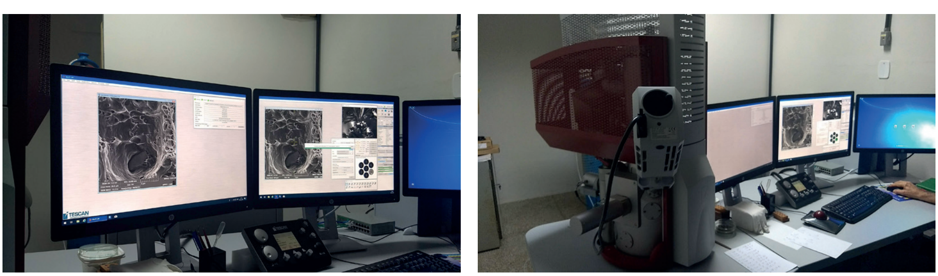
3.2.3 Análise Estrutural

A partir de amostras de 25,00 mm x 25,00 mm da chapa estudada foi feito o embutimento, polimento e ataque por imersão em solução de keller, preparada segundo técnicas-padrão em metalografia (ASM INTERNATIONAL, 2004). Ao final do ataque químico, as amostras foram lavadas em água corrente abundante, enxaguadas com álcool etílico e secadas com um secador de ar quente.

A análise microestrutural das amostras é obtida via Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV).

O Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV) utilizado para a caracterização microestrutural é apresentado na Figura 17. Esta análise busca avaliar as características estruturais da peça, por meio do detector de elétrons secundários e/ou de detector de elétrons retroespalhados.

Figura 17: Microscópio eletrônico de varredura.



Fonte: Autoria própria.

3.2.4 Medição das microcavidades na superfície das fraturas

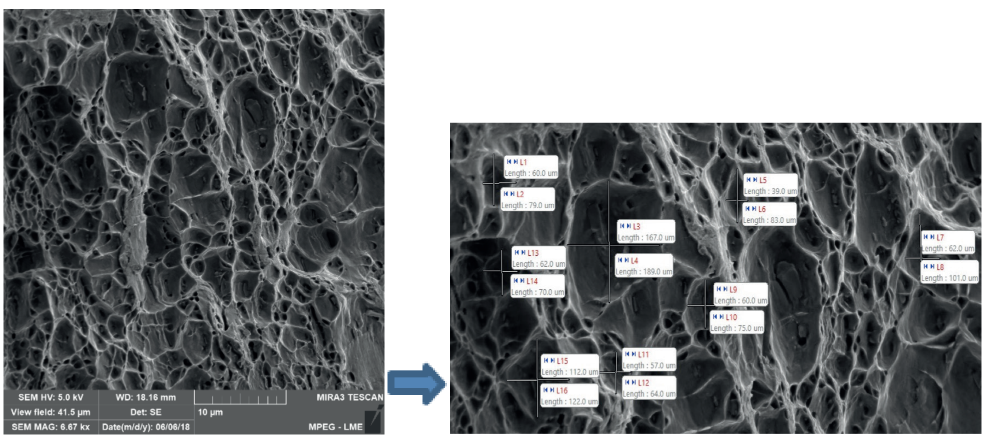
A medição das microcavidades seguiu a metodologia de dimensionamento propostas nos trabalhos de Narayanasamy et al. (2006;2008), Parthasarathi et al. (2009), Ravindran et al. (2009), NagaKrishna et al. (2010), onde para a realização da leitura, são traçadas

duas linhas, L = comprimento e W = Largura, perpendiculares entre sí e que tocam as bordas das microcavidades. Através deste procedimento é possível a determinação da razão L/W das microcavidades e através dos valores obtidos são definidos os formatos das microcavidades, onde as microcavidades serão esféricas se a razão L/W for igual a 1, prolatas (elipsoide alongada) se a razão L/W for maior que 1, e oblatas (elipsoide achatada) se a razão L/W for menor que 1.

Foram realizadas quinze medições nas imagens obtidas no MEV, calculadas a média e desvio padrão correspondente das mensurações e determinado o formato das microcavidades obtido em cada imagem.

Na medição das microcavidades, mostrada na Figura 18, utilizou-se o MOTIC Plus 7.0, sendo este software de vital importância para a acurácia do procedimento de medidas das microcavidades, pois permite a calibração através do ajuste da escala de ampliação obtidas via MEV.

Figura 18: Medição microcavidades.



Fonte: Autoria própria.

RESULTADOS

4.1 Composição química

A Tabela 2 representa de forma quantitativa a composição química da liga comercial analisada neste trabalho. Os resultados estão em porcentagem em peso para cada elemento; e de acordo com a The Aluminum Association inc., 2006 esta composição equivale a designação 5182, conforme apresentado exposto na Tabela 3.

Tabela 2: Composição química da liga analisada.

Al	Mg	Mn	Fe	Si	Cr	Ti	Cu
94,60%	4,448%	0,376%	0,287%	0,108%	0,058%	0,039%	0,044%

Fonte: Arquivo Pessoal.

Tabela 3: Composição química baseado em The Aluminum Association inc., 2006.

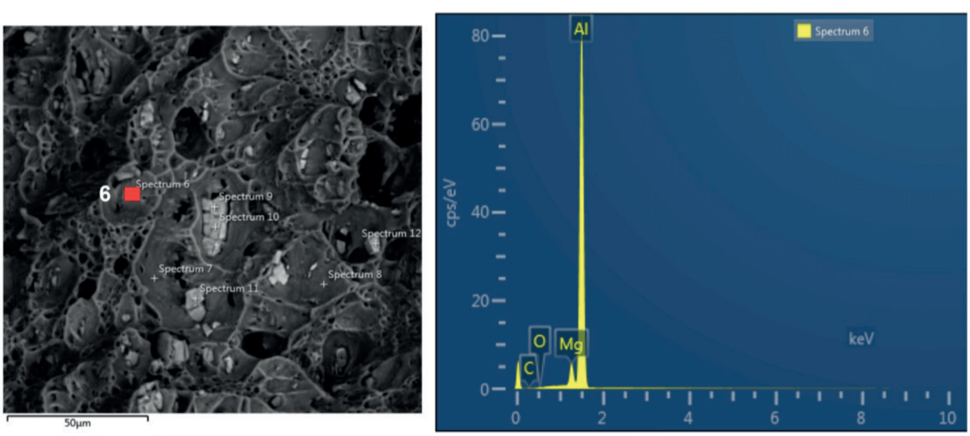
Al	Mg	Mn	Fe	Si	Cr	Ti	Cu
94,60%	4,0 – 5,0%	0,2 – 0,5%	0,35%	0,20%	0,10%	0,10%	0,15%

Fonte: Adaptada da The Aluminum Association Inc., 2006

4.2 Caracterização microestrutural

Foi realizada a análise de EDS pontual sobre a superfície da fratura para determinação da composição de cada elemento encontrado, o resultado obtido é apresentado nas tabelas e figuras apresentadas a seguir.

Figura 19: Análise pontual do eds e picos do Spectrum 6.



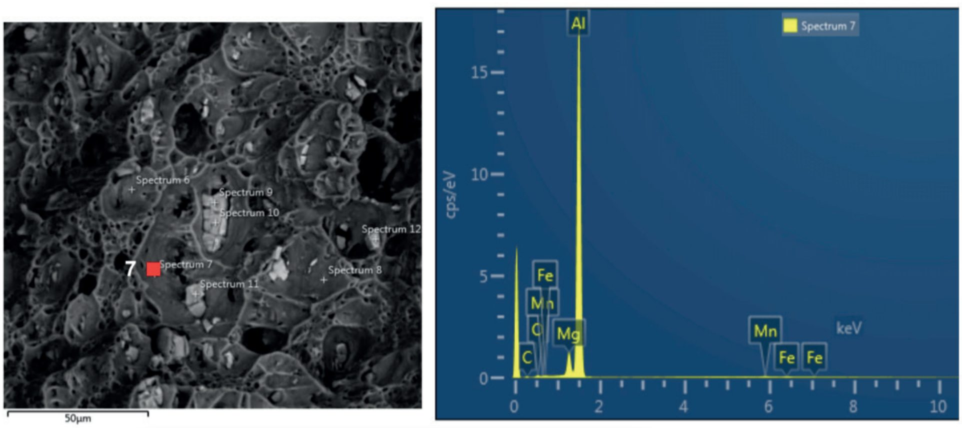
Fonte: Autoria própria.

Tabela 4: spectrum 6 – Resultados composição química.

Elementos	Peso (%p)
Mg	4.64
Al	92.12
O	0.65
C	2.59

Fonte: Autoria própria.

Figura 20: Spectrum 7.



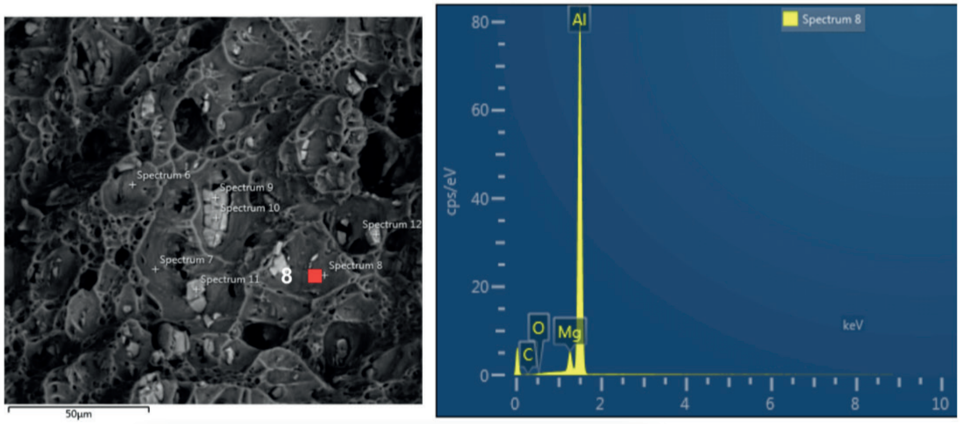
Fonte: Autoria própria.

Tabela 5: Spectrum 7 – Resultados composição química.

Elementos	Peso (%p)
Mg	4.57
Al	85.73
C	6.30
O	1.65
Mn	0.84
Fe	0.91

Fonte: Autoria própria.

Figura 21: Spectrum 8.



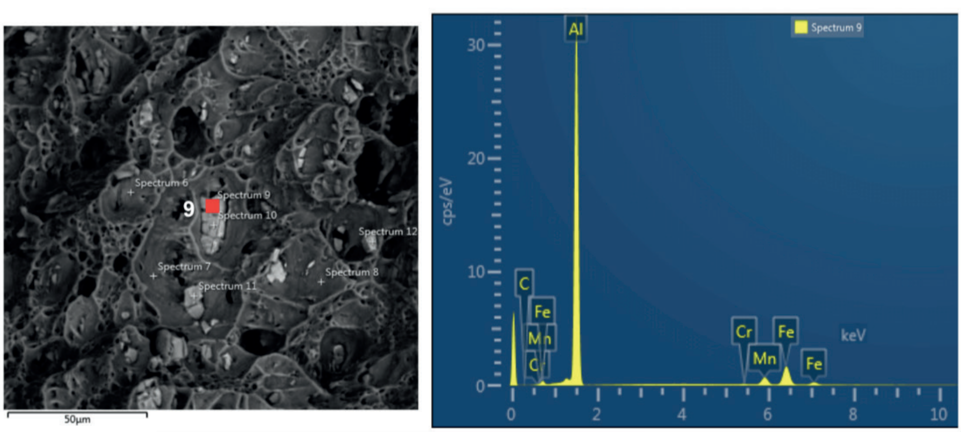
Fonte: Autoria própria.

Tabela 6: Spectrum 8 – Resultados composição química.

Elementos	Peso (%p)
Mg	4.31
Al	92.00
C	2.87
O	0.82

Fonte: Autoria própria.

Figura 22: Spectrum 9.



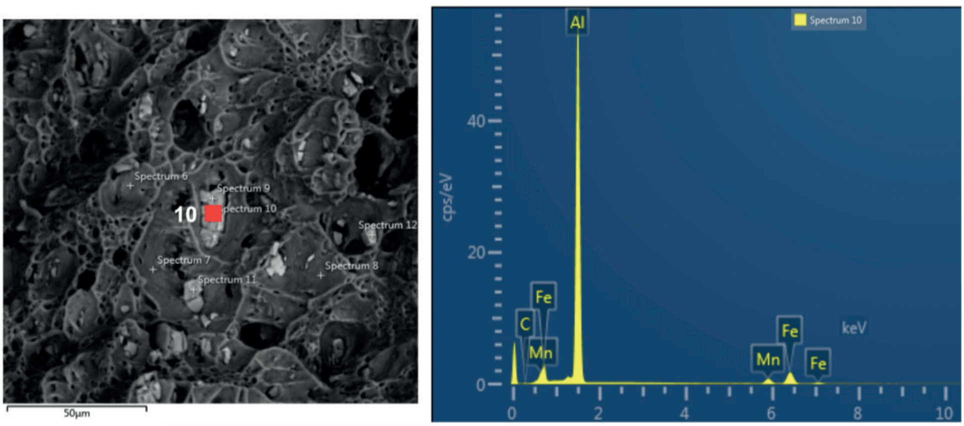
Fonte: Autoria própria.

Tabela 7: Spectrum 9 – Resultados composição química.

Elementos	Peso (%p)
Al	69.44
Mn	7.36
Fe	21.97
C	0.95
Cr	0.28

Fonte: Autoria própria.

Figura 23: Spectrum 10.



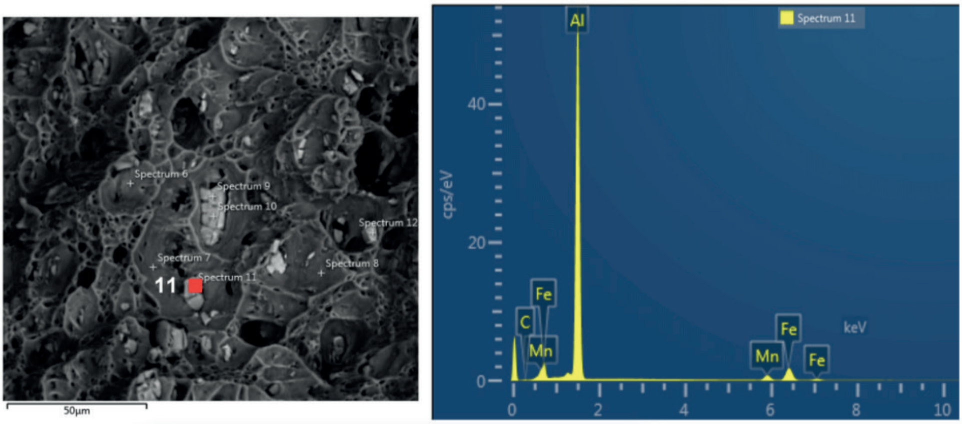
Fonte: Autoria própria.

Tabela 8: Spectrum 10 – Resultados composição química.

Elementos	Peso (%p)
Al	75.58
Mn	5.76
Fe	15.94
C	2.72

Fonte: Autoria própria.

Figura 24: Spectrum 11.



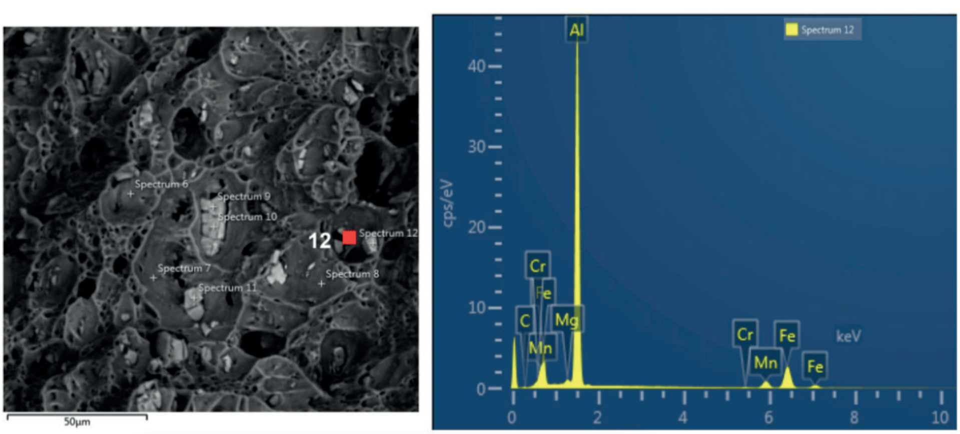
Fonte: Autoria própria.

Tabela 9: Spectrum 11 – Resultados composição química.

Elementos	**Peso (%p)**
Al	75.38
Mn	5.73
Fe	16.85
C	2.03

Fonte: Autoria própria.

Figura 25: Spectrum 12.



Fonte: Autoria própria.

Tabela 10: Spectrum 12 – Resultados composição química.

Elementos	Peso (%p)
Al	65.73
Mn	6.22
Fe	24.01
C	3.09
Cr	0.26
Mg	0.69

Fonte: Autoria própria.

A análise de EDS pontual nos fornece a composição dos elementos Fe e Mg, todavia não é possível concluir se esses elementos estão na forma de precipitados formados na reação com Al, tendo precipitados ou aglomerados na mesma região devido ao processo de laminação, ou até mesmo como possíveis compostos ternários.

4.3 Caracterização mecânica

4.3.1 Coeficiente de Anisotropia

Os valores obtidos para o coeficiente de anisotropia foram determinados de acordo com os procedimentos descritos no capítulo anterior que consistem do tabelamento dos valores das medidas obtidas em doze corpos de prova antes e depois do ensaio de tração.

As tabelas, a seguir, apresentam os resultados do Índice de anisotropia nas direções 0°, 45° e 90°.

Tabela 11: Dimensões dos corpos de prova antes do ensaio de tração na direção 0°.

	CP1 - 0°	CP2 - 0°	CP3 - 0°	CP4 - 0°
W	5,39 ± 0,13	5,51 ± 0,09	5,45 ± 0,06	5,65 ± 0,12
L	10,86 ± 0,17	10,80 ± 0,13	10,67 ± 0,10	10,78 ± 0,23

Fonte: Autoria própria.

Tabela 12: Dimensões corpos de prova após o ensaio de tração na direção 0°.

	CP1 - 0°	CP2 - 0°	CP3 - 0°	CP4 - 0°
W	4,44 ± 0,17	4,61 ± 0,11	4,56 ± 0,12	4,72 ± 0,14
L	11,26 ± 0,39	11,01 ± 0,14	10,90 ± 0,46	11,20 ± 0,53

Fonte: Autoria própria.

Tabela 13: Dimensões corpos de prova antes do ensaio de tração na direção 45°.

	CP1 - 45°	**CP2 - 45°**	**CP3 - 45°**	**CP4 - 45°**
W	5,10 ± 0,06	5,06 ± 0,02	4,93 ± 0,17	5,01 ± 0,11
L	10,11 ± 0,12	10,03 ± 0,07	9,75 ± 0,10	9,71 ± 0,18

Fonte: Autoria própria.

Tabela 14: Dimensões corpos de prova após o ensaio de tração na direção 45°.

	CP1 - 45°	CP2 - 45°	CP3 - 45°	CP4 - 45°
W	4,49 ± 0,16	4,39 ± 0,11	4,43 ± 0,14	4,45± 0,06
L	11,20 ± 0,51	11,20 ± 0,17	11,02 ± 20	11,14 ± 0,24

Fonte: Autoria própria.

Tabela 15: Dimensões corpos de prova antes do ensaio de tração na direção. 90°.

	CP1 - 90°	CP2 - 90°	CP3 - 90°	CP4 - 90°
W	5,71 ± 0,20	5,70 ± 0,19	5,79 ± 0,09	5,77 ± 0,13
L	11,03 ± 0,12	11,17 ± 0,07	11,12 ± 0,31	11,19 ± 0,11

Fonte: Autoria própria.

Tabela 16: Dimensões corpos de prova após o ensaio de tração na direção 90°.

	CP1 - 90°	CP2 - 90°	CP3 - 90°	CP4 - 90°
W	4,41 ± 0,12	4,39 ± 0,10	4,43 ± 0,06	4,37 ± 0,12
L	10,90 ± 0,16	10,95 ± 0,25	10,88 ± 0,19	11,08 ± 0,57

Fonte: Autoria própria.

Tabela 17: Somatórios w e l na direção 0°.

	CP1 - 0°	**CP2 - 0°**	**CP3 - 0°**	**CP4 - 0°**
εw	-0,1941	-0,1770	-0,1791	-0,1797
εl	0,0357	0,0193	0,0209	0,0373

Fonte: Autoria própria.

Tabela 18: Somatórios w e l na direção 45°.

	CP1 - 45°	**CP2 - 45°**	**CP3 - 45°**	**CP4 - 45°**
εw	-0,1306	-0,1389	-0,1328	-0,1297
εl	0,0948	0,1031	0,0975	0,0976

Fonte: Autoria própria.

Tabela 19: Somatórios w e l na direção 90°.

	CP1 - 45°	CP2 - 45°	CP3 - 45°	CP4 - 45°
εw	-0,2566	-0,2622	-0,2716	-0,2777
εl	-0,0115	-0,0197	-0,0272	-0,0110

Fonte: Autoria própria.

Tabela 20: Índice de anisotropia para a direção de 0°.

Índice	CP1 - 0°	CP2 - 0°	CP3 - 0°	CP4 - 0°	Média	Des. Pad.
r	0,96	0,98	0,98	0,96	**0,97**	0,012

Fonte: Autoria própria.

Tabela 21: Índice de anisotropia para a direção de 45°.

Índice	CP1 - 45°	CP2 - 45°	CP3 - 45°	CP4 - 45°	Média	Des. Pad.
r	0,91	0,90	0,90	0,90	**0,90**	0,005

Fonte: Autoria própria.

Tabela 22: Índice de anisotropia para a direção de 90°.

Índice	CP1 - 90°	CP2 - 90°	CP3 - 90°	CP4 - 90°	Média	Des. Pad.
r	1,01	1,02	1,03	1,01	**1,02**	0,009

Fonte: Autoria própria.

4.3.2 Ensaios de Tração

Para os ensaios de tração utilizaram-se amostras da liga nas condições de como recebida. Em conformidade com estudos, foram obtidos os dados referentes ao limite de resistência à tração (LRT), à deformação (Def.) e ao encruamento da liga (Encrua.).

Tabela 23: Características mecânicas para as direções e as taxas de deformação.

	0°			45°			90°		
Taxa de Deformação	**LRT [MPa]**	**Def. [%]**	**Encrua. [η]**	**LRT [MPa]**	**Def. [%]**	**Encrua. [η]**	**LRT [MPa]**	**Def. [%]**	**Encrua. [η]**
$1,25 \times 10^{-3}$	400,76	28,46	0,5842	394,7	32,14	0,6764	397,4	30,06	0,7272
$2,50 \times 10^{-3}$	384,67	29,73	0,6138	378,2	30,62	0,5939	386,13	30,36	0,6318
$5,00 \times 10^{-3}$	386,79	30,86	0,5754	359,35	32,06	0,6229	369,15	29,82	0,6354

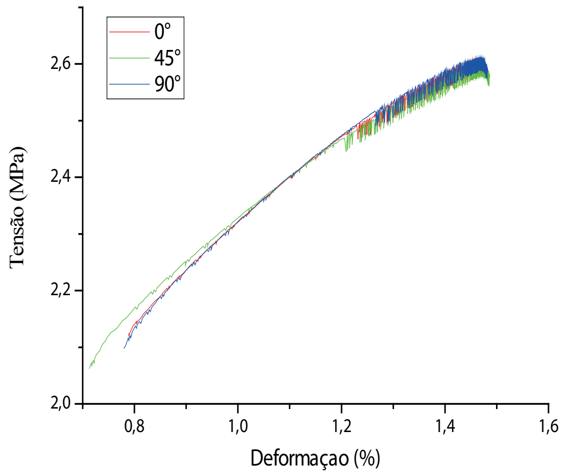
Fonte: Autoria própria.

Nas curvas de tensão x deformação foi constatada a ocorrência do efeito Portevin-Le Chatelier caracterizado pelo surgimento de serrilhados. Com a variação da taxa de

deformação na direção 0°. Observou-se que à medida que a taxa de deformação aumenta, os corpos de prova apresentam menor tensão de ruptura e maior ductilidade. Na taxa de deformação de 1,25x10^{-3} s^{-1} observa-se pequenos serrilhados logo após o final da zona elástica, caracterizando as serrilhas tipo "A"; as quais, a partir 16,77% de deformação e 329,58 MPa (ponto crítico ou de início do efeito PLC) do corpo de prova, passam a apresentar quedas de tensão de 25,39 MPa abaixo do nível geral da curva, caracterizando assim as serrilhas tipo "C", ou serrilhas que demonstram o desbloqueio das discordâncias. Essas quedas se apresentam de forma intermitente até 24% de deformação, porém a partir deste ponto em diante essas quedas de tensão se repetem continuamente até o rompimento do corpo de prova. Quando se dobra a taxa de deformação para 2,50x10^{-3} s^{-1}, não é observado nenhum serrilhado até 16,27% de deformação e 301,90 MPa (ponto crítico ou de início do efeito PLC) do corpo de prova, mas a partir deste ponto se iniciam as quedas de tensão com cerca de 20,46 MPa até o rompimento deste, onde as quedas chegam a atingir 25 MPa. Ao duplicar, novamente a taxa de deformação, passando para 5,00x10^{-3} s^{-1}, observa-se, após a tensão de escoamento, praticamente a inexistência de serrilhado, até 15,75% de deformação e 297,29 MPa de tensão, quando se inicia o efeito PLC, com quedas de tensão abaixo do regime normal da curva da ordem de 15,73 MPa, que se mantém nessa proporção até o rompimento da amostra em 30,86% de deformação e 386,79 MPa.

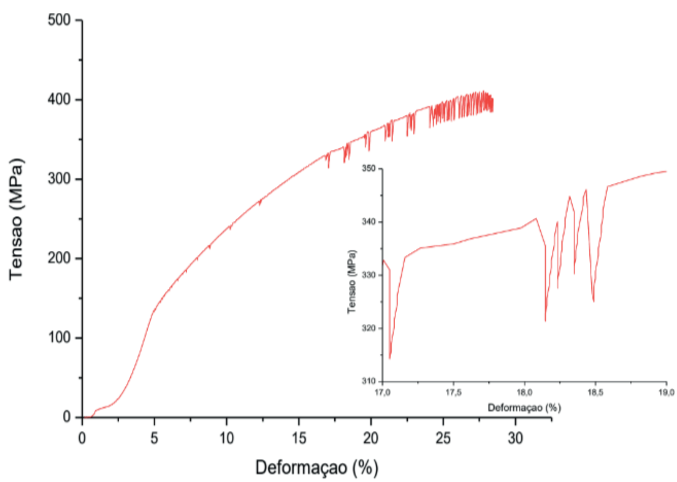
Entre as três taxas de deformação avaliadas, 1,25x10^{-3}, 2,50x10^{-3} e 5,00 x 10^{-3} [s^{-1}] na direção 0°, obteve-se uma redução de altura dos serrilhados de 25,39 Mpa, 20,46 MPa e 15,73 MPa, respectivamente, demonstrando assim que para a direção 0° o material apresenta características de sensibilidade negativa à taxa de deformação, isto é, quanto maior a taxa de deformação aplicada, menor as propriedades mecânicas alcançadas, bem como a diminuição da manifestação do efeito PLC. O cálculo do índice de encruamento adotado foi o de logaritimar a curva tensão x deformação e obter o coeficiente de inclinação desta curva.

Gráfico 1: Log (tensão) x log (deformação).



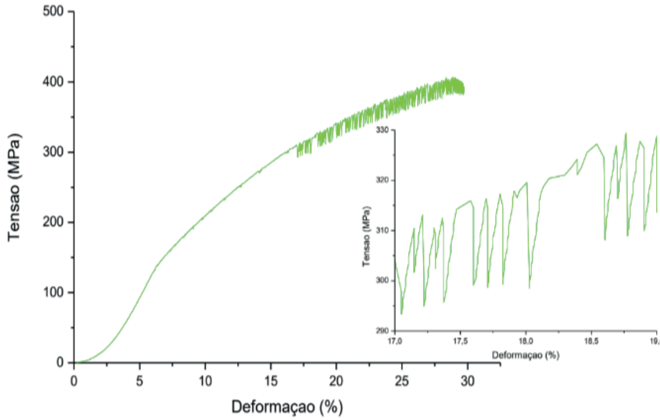
Fonte: Autoria própria.

Gráfico 2: Tensão x deformação real (%) – 0° – $1{,}25 \times 10^{-3}\ s^{-1}$.



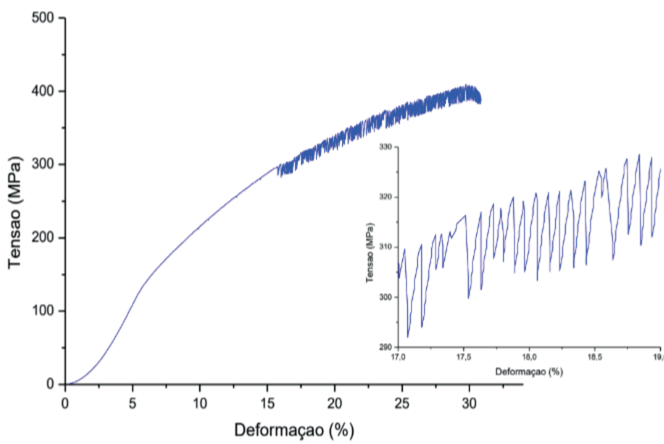
Fonte: Autoria própria.

Gráfico 3: Tensão x deformação real (%) – 0° – 2,50x10^{-3} s^{-1}.



Fonte: Autoria própria.

Gráfico 4: Tensão x deformação real (%) – 0° – 5,00x10^{-3} s^{-1}.



Fonte: Autoria própria.

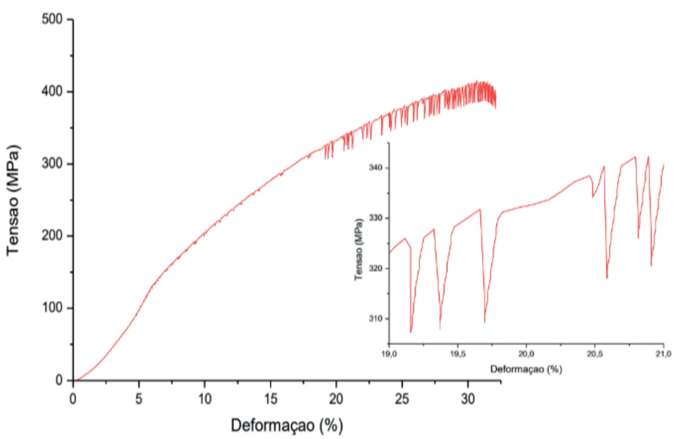
Durante o ensaio de tração dos corpos de prova na direção 45°, a tendência observada na direção 0° se repetiu, isto é, a medida que a taxa de deformação é aumentada o limite de resistência a tração é reduzido, à taxa de deformação de 1,25x10^{-3} s^{-1} o limite de resistência à tração foi de 394,70 MPa a 32,14% de deformação; comparando esta mesma taxa, mas na direção 0°, uma queda de 1,5% no limite de resistência à tração e um aumento de 12,9% na deformação, resultados esse que podem ser importantes na escolha do processo de conformação e/ou fabricação a ser adotado. Quando a taxa de deformação é dobrada, 2,50x10^{-3} s^{-1}, o limite de resistência à tração passou para 378,20 MPa a 30,62% de deformação; em relação à direção 0°, a queda de aproximadamente 1,5% foi mantida, mas o aumento da deformação foi de apenas 3%; quando a taxa de

deformação é novamente dobrada, passando para $5,00x10^{-3}$ s^{-1} o limite de resistência à tração passa para 359,75 MPa e 32,06% de deformação, em relação a direção 0° a queda do limite de resistência à tração foi agora de 7% e o incremento na deformação foi de 4%.

Em relação a ocorrência do efeito PLC, na taxa de deformação de $1,25x10^{-3}$ s^{-1} a partir da tensão limite de escoamento a curva tensão x deformação apresentou pequenos serrilhados caracterizados como serrilhas do tipo "A", mas à tensão de 325,97 MPa e 19,11% de deformação, quedas de tensão de 25,50 MPa em média abaixo do nível geral da curva foram observadas e caracterizando serrilhas do tipo "C". Á taxa de $2,50x10^{-3}$ s^{-1} as serrilhas do tipo "C" começaram a se apresentar a 294,36 MPa e 16,07% de deformação, com uma queda média de tensão abaixo do nível geral da curva de 18,75 MPa. O mesmo ocorreu à taxa de $5,00x10^{-3}$ s^{-1} que a 284,45 Mpa e 16,37% de deformação começou a apresentar queda de tensão média de 15,65 MPa. Observa-se, assim, que à medida que se aumenta a taxa de deformação o efeito PLC se torna menos pronunciado.

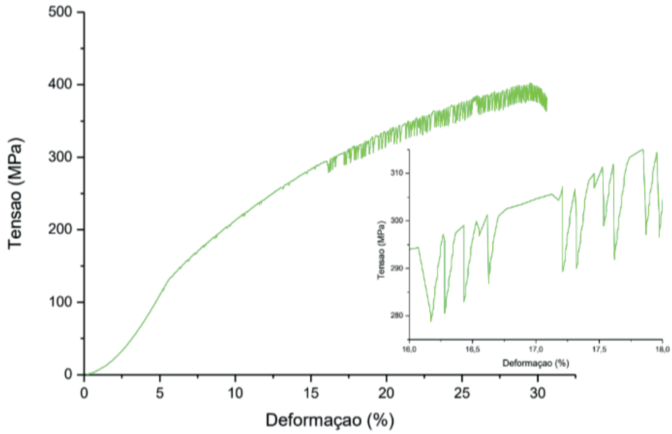
Em relação ao encruamento, foi observado, à taxa de $1,25x10^{-3}$ s^{-1} nesta direção (45°), um aumento de 16% em relação à direção 0°, o mesmo não ocorreu na taxa de $2,50x10^{-3}$ s^{-1}, onde foi aferido um decréscimo de 3% nesta grandeza, mas na taxa de $5,00x10^{-3}$ s^{-1} o encruamento voltou a aumentar 8% em relação à direção 0°. Tal variação pode ser observada pela inclinação das curvas tensão x deformação para obtidas nesta direção. Nestas condições pode-se afirmar que o comportamento da liga estudada é anisotrópico segundo esta grandeza, pois, a variação entre o menor e o maior valor calculado é de 23%.

Gráfico 5: Tensão x deformação real (%) – 45° – $1,25x10^{-3}$ s^{-1}.



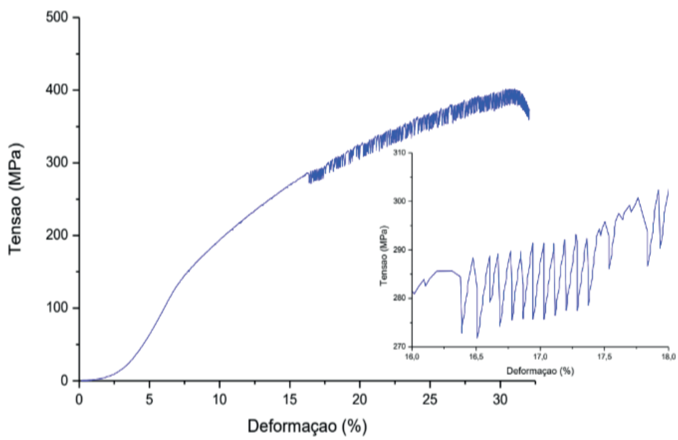
Fonte: Autoria própria.

Gráfico 6: Tensão x deformação real (%) – 45° – 2,50x10^{-3} s^{-1}.



Fonte: Autoria própria.

Gráfico 7: Tensão x deformação real (%) – 45° – 5,00x10^{-3} s^{-1}.



Fonte: Autoria própria.

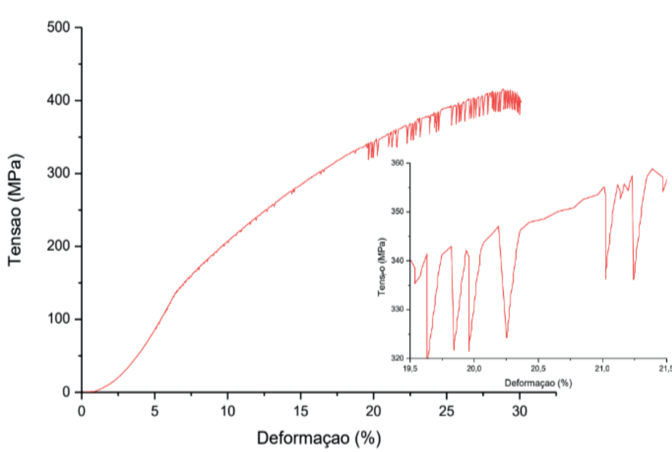
A sensibilidade negativa à taxa de deformação, também, foi observada na direção 90°. O limite de resistência à tração à taxa de deformação de 1,25x10^{-3} s^{-1} foi de 397,40 MPa, praticamente, a mesma medida na direção 45°, e à deformação de 30,06%, com um decréscimo de 6,5% em relação a direção 45° e um aumento de 5,5% em relação à direção 0°. Quando a taxa de deformação aplicada é de 2,50x10^{-3} s^{-1}, o limite de resistência à tração passa para 386,13 MPa a 30,36% de deformação; que em relação à direção 0°, é praticamente igual, inclusive, considerando-se os valores de deformação; comparando-se com direção 45°, os valores obtidos de limite de resistência à tração e deformação, apresentam uma diferença de aproximadamente 2%, o que para esta condição específica, taxa de deformação igual a 2,5 x 10^{-3} s^{-1} nas direções 0°, 45° e 90° podemos considerar o

material estudado isotrópico. Passando a taxa de deformação para $5,00x10^{-3}\ s^{-1}$ obtém-se o limite de resistência à tração de 369,15 MPa e 29,82% de deformação, apresentando uma queda de tensão de 5% em relação à direção 0° e um aumento de 3% em relação à direção 45°, já em relação à deformação, nesta taxa de deformação houve um decréscimo de 7% em relação à direção 45° e foi mantida a deformação encontrada na direção 0°. Ao compararmos as taxas de deformação aplicadas em todas as direções, é possível afirmar que a única condição de isotropia é na taxa de $2,50x10^{-3}\ s^{-1}$ que dependendo do processo de conformação a ser aplicado pode ser uma condição interessante; desta comparação deduz-se, também, que as outras condições, nas direções 0° e 90° apresentam maiores valores de resistência e a direção 45° é a que apresentar maior ductilidade.

No tocante a ocorrência do efeito PLC, na taxa de deformação de $1,25x10^{-3}\ s^{-1}$ a zona plástica da curva tensão x deformação apresentou pequenos serrilhados caracterizados como serrilhas do tipo "A", no entanto, à tensão de 341,41 MPa e 19,63% de deformação, quedas de tensão de 23,42 MPa em média abaixo do nível geral da curva foram observadas e caracterizando serrilhas do tipo "C". À taxa de $2,50x10^{-3}$ s-1 as serrilhas do tipo "C" começaram a se apresentar a 328,64 MPa e 18,37% de deformação, com uma queda média de tensão abaixo do nível geral da curva de 16,83 MPa. O mesmo ocorreu à taxa de $5,00x10^{-3}\ s^{-1}$ que a 308,69 MPa e 17,13% de deformação começou a apresentar queda de tensão média de 15,75 MPa. Como observado anteriormente para as demais direções, à medida que se aumenta a taxa de deformação o efeito PLC se torna menos pronunciado.

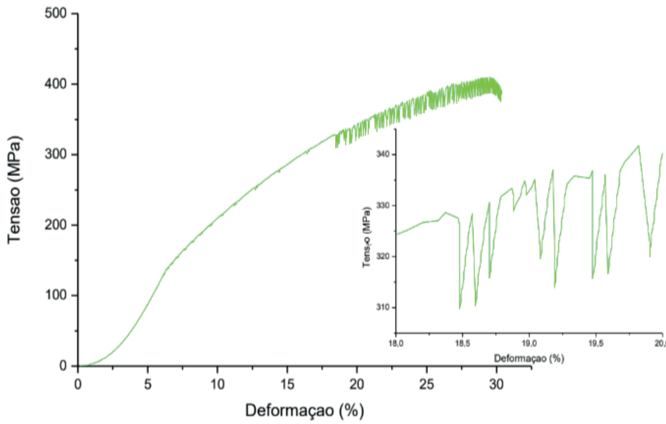
Em relação ao encruamento, na direção 90°, foi observado, que à taxa de $1,25x10^{-3}\ s^{-1}$, um aumento de 25% em relação à direção 0°, e de 7,5% em relação à direção 45°, na taxa de $2,50x10^{-3}\ s^{-1}$, observou-se um aumento de 6% em relação à direção 45° e 3% em relação à direção 0°; já na taxa de $5,00x10^{-3}\ s^{-1}$ o encruamento apresentou um aumento de 10% em relação à direção 0° e se mostrou praticamente igual à direção 45°.

Gráfico 8: Tensão x deformação real (%) – 90° –$1,25x10^{-3}\ s^{-1}$.



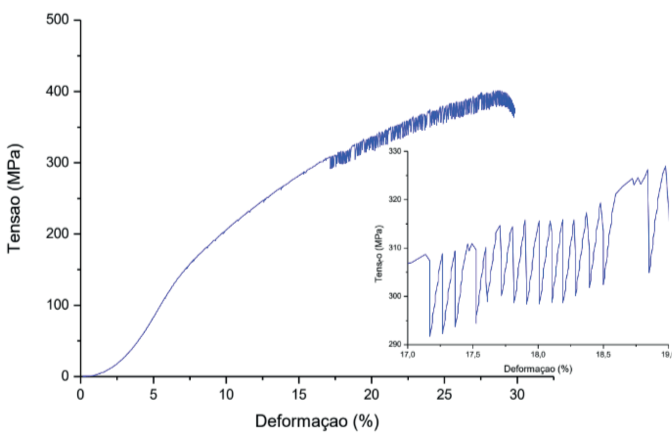
Fonte: Autoria própria.

Gráfico 9: Tensão x deformação real (%) – 90° – 2,50x10^{-3} s^{-1}.



Fonte: Autoria própria.

Gráfico 10: Tensão x deformação real (%) – 90° – 5,00x10^{-3} s^{-1}.



Fonte: Autoria própria.

4.3.3 Microcavidades

Nos primeiros estudos sobre microcavidades, esférica era a forma como todas eram consideradas, mas com a evolução das pesquisas, foi observado que as microcavidades assumiam diversos formatos, e que estes variavam com o estado das condições de tensão / deformação. De forma geral, esférica, prolata e oblata, é como são classificadas as microcavidades de acordo com seu formato. Prolatas são as microcavidades que apresentam forma de elipsoide alongado, já as oblatas apresentam formas de elipsoide achatada.

Os valores encontrados na medição da razão L/W são apresentados na Tabela 18 e observa-se que há predominância das microcavidades prolate, ou seja, acontecem em

fraturas dúcteis devido à tensão de cisalhamento que ocorre após o estágio inicial da fratura com o coalescimento das microcavidades na direção do tracionamento. A exceção ocorreu na direção 45° à taxa de deformação de $5{,}00x10^{-3}$ s^{-1} que apresentou formato oblato.

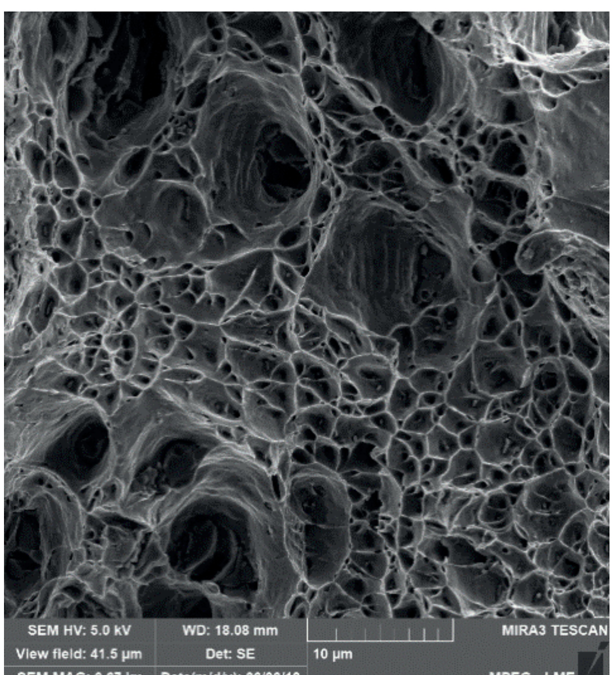
Tabela 24: Medição microcavidades.

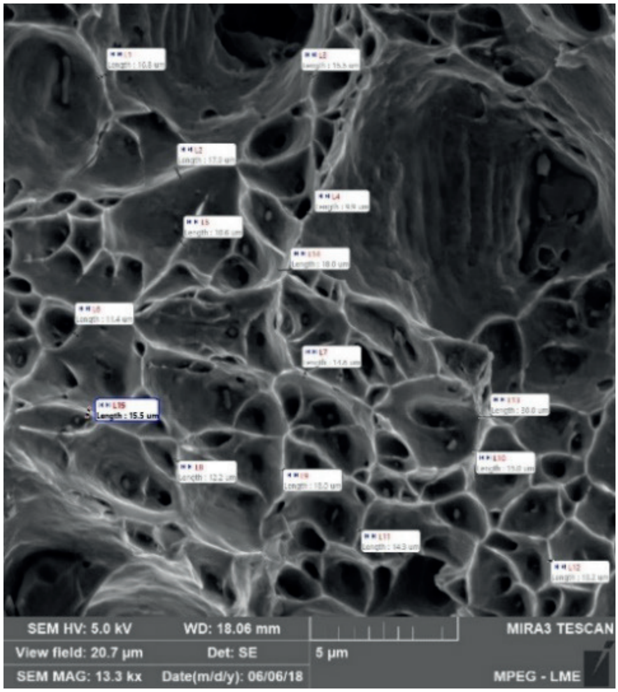
Taxa de Deformação	0°	45°	90°
1,25x10-3	0,98	1,25	1,06
2,50 x 10-3	1,15	0,99	1,34
5,00 x 10-3	1,04	0,86	1,23

Fonte: Autoria própria.

Na direção 0° à taxa de deformação de $1{,}25x10^{-3}$ s^{-1} é possível se observar, no fundo das microcavidades, partículas de segunda fase ou impurezas que provavelmente não alcançaram o limite de solubilidade da solução sólida e deram origem a coalescência das microcavidades. As microcavidades se apresentam de forma esférica e os relevos são característicos de fratura dúctil. À taxa de deformação $2{,}50x10^{-3}$ s^{-1}, o formato das microcavidades são prolates e o relevo de fratura dúctil. À taxa de $5{,}00x10^{-3}$ s^{-1} é possível observar cluster de partículas de segunda fase, além de algumas inclusões no fundo das microcavidades; observa-se um aumento na dimensão das microcavidades, provavelmente pelo trincamento de algumas inclusões.

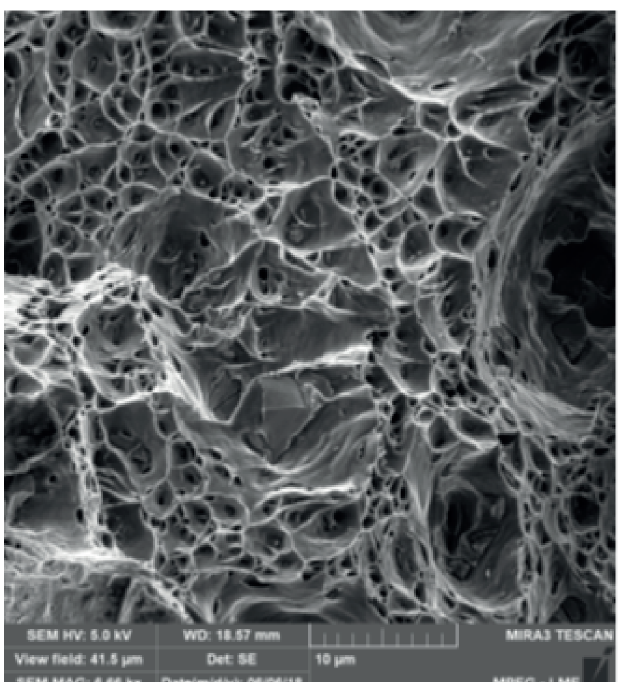
Figura 26: Superfície da fratura: direção 0° – $1{,}25x10^{-3}$ s^{-1}.

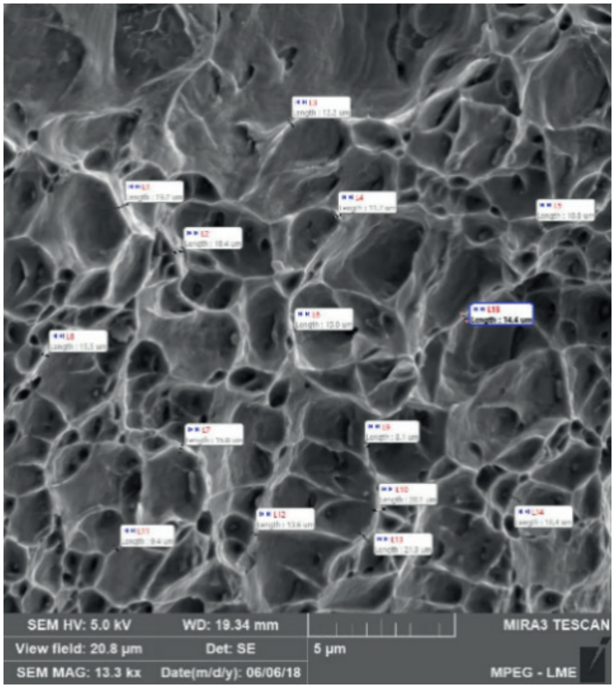




Fonte: Autoria própria.

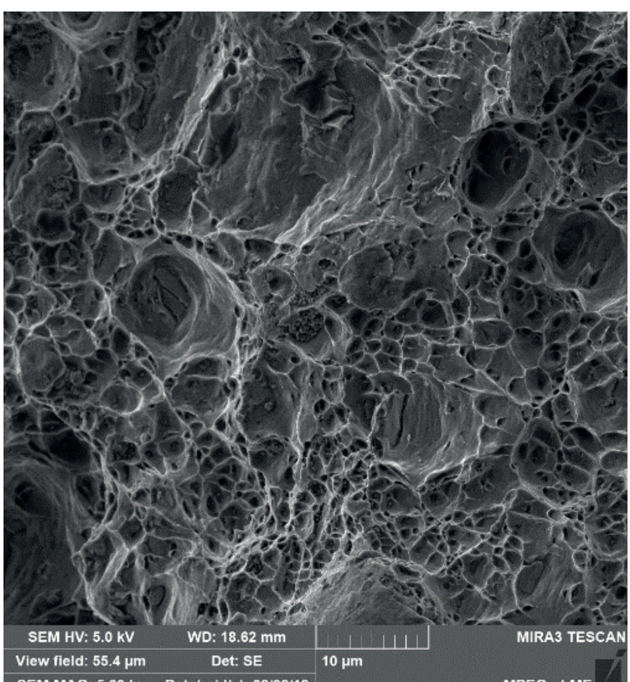
Figura 27: Superfície da fratura: direção 0° – 2,50x10^{-3} s^{-1}.

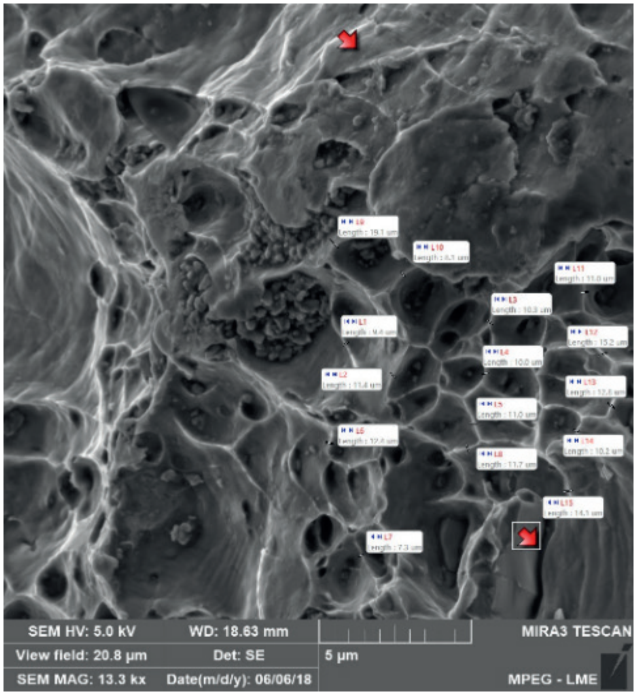




Fonte: Autoria própria.

Figura 28: Superfície da fratura: direção 0° – 5,00x10^{-3} s^{-1}.

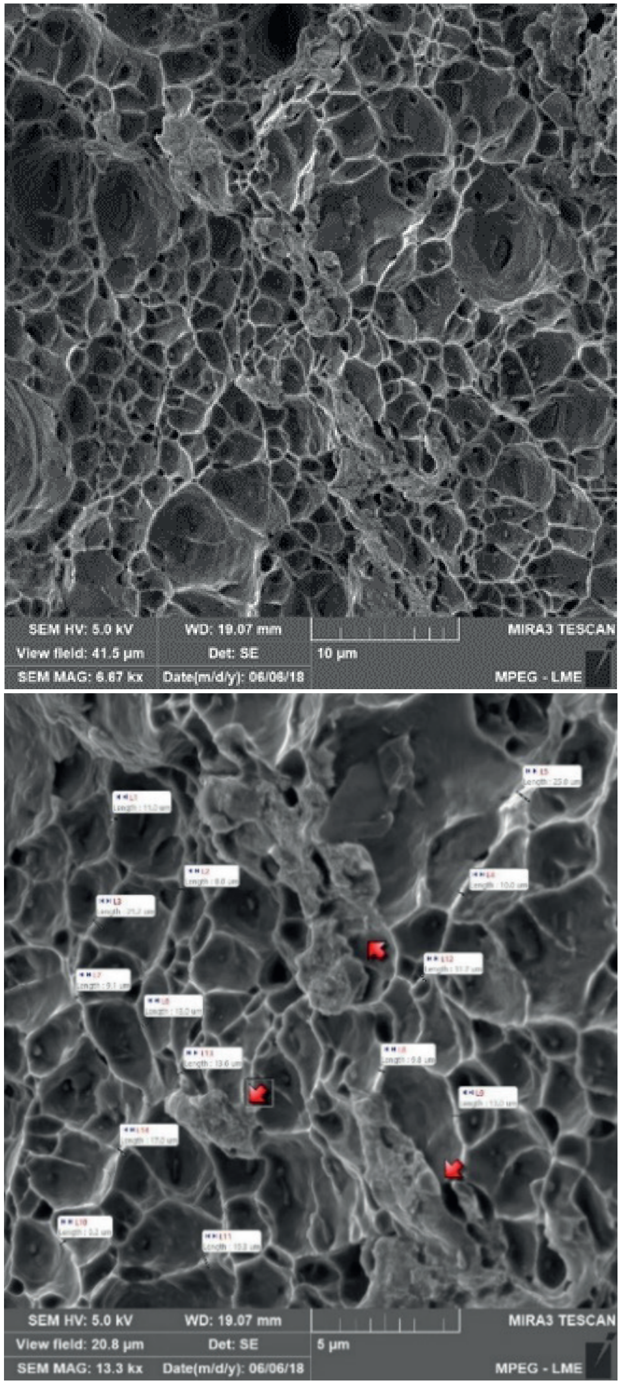




Fonte: Autoria própria.

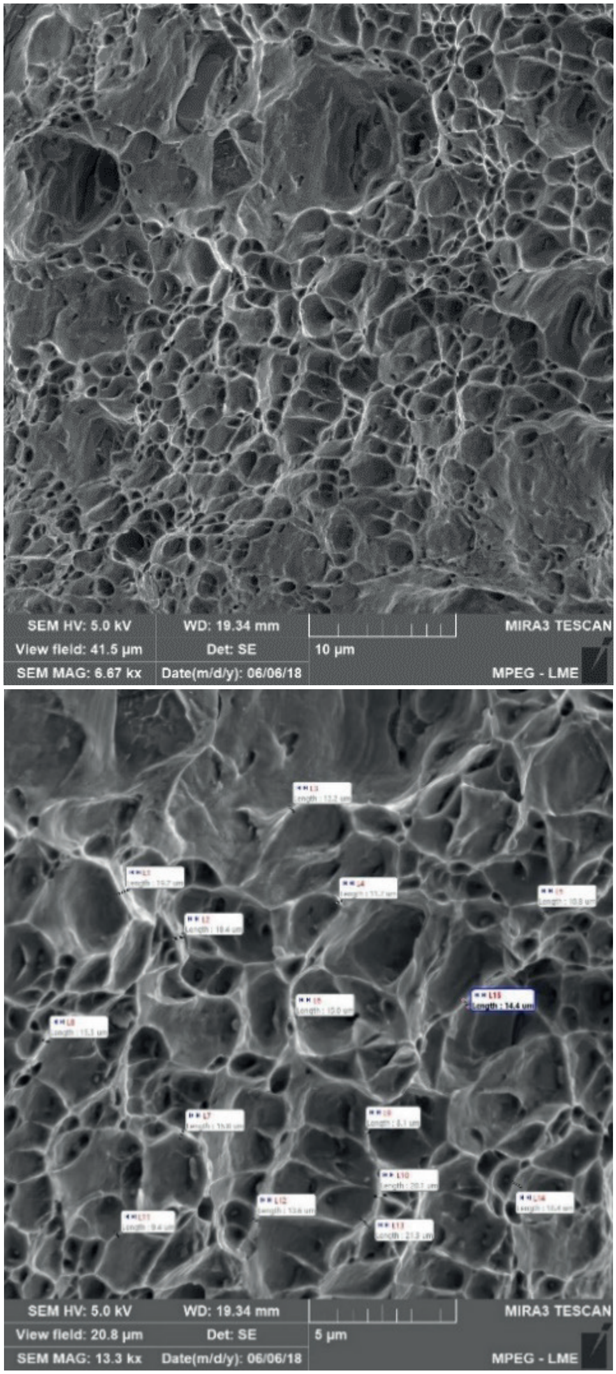
Na direção 45° e à taxa de deformação de 1,25x10^{-3} s^{-1}, a superfície da fratura apresenta coalescência de microcavidades e relevo característico de fratura dúctil, observa-se ainda alguns pontos de clivagem, possivelmente do craqueamento de alguma partícula de segunda fase que deram origem da fratura na matriz; as microcavidades se alongaram no sentido do tracionamento e apresentaram a forma prolata. Na taxa de deformação de 2,50x10^{-3} s^{-1} observa-se partículas de segunda fase no fundo das microcavidades, um aumento na dimensão dos dimples e menos clareza em suas bordas, provavelmente pela menor profundidade das microcavidades geradas nesta taxa de deformação. Durante a avaliação utilizando-se a taxa de 5,00x10^{-3} s^{-1} é possível observar-se partículas de segunda fase posicionadas transversalmente a direção do escoamento, o que provavelmente provocou o aumento das dimensões das microcavidades nesta condição de avaliação. Pelo cálculo da razão L/W, o formato das microcavidades é oblato. Nesta condição, também, se observa a diminuição da profundidade das microcavidades.

Figura 29: Superfície da fratura: direção 45° – 1,25x10^{-3} s^{-1}.



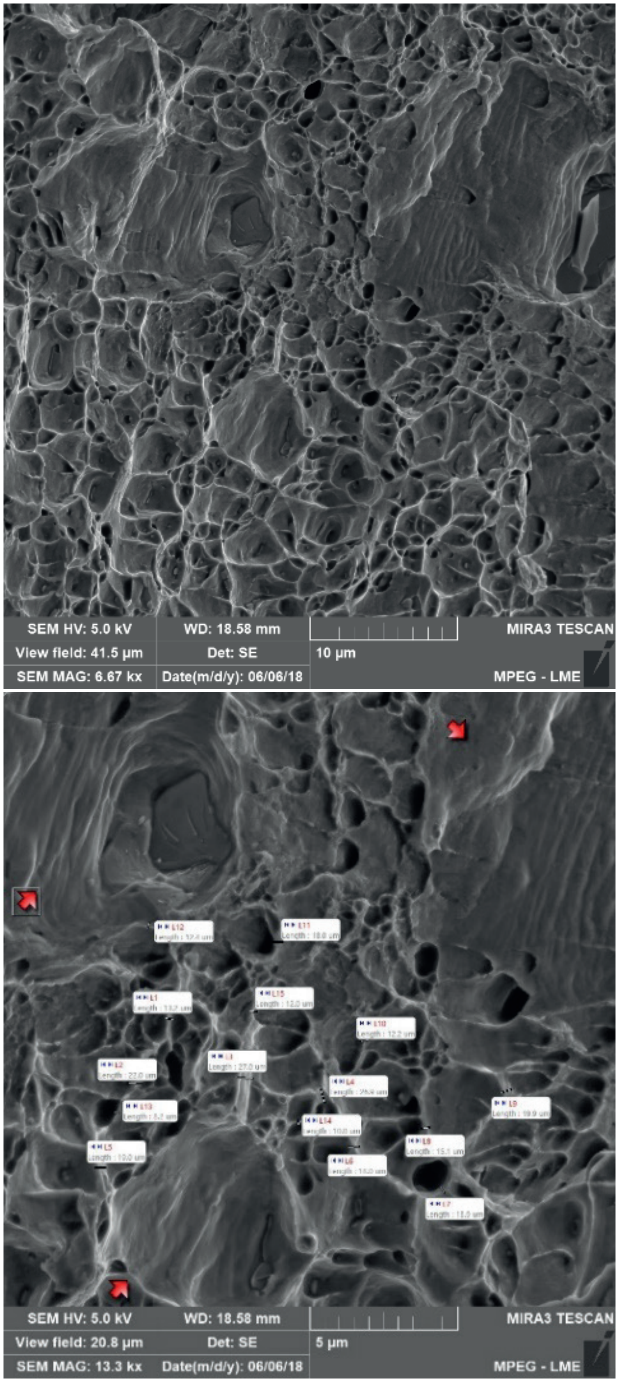
Fonte: Autoria própria.

Figura 30: Superfície da fratura: direção 45° – 2,50x10^{-3} s^{-1}.



Fonte: Autoria própria.

Figura 31: Superfície da fratura: direção 45° – 5,00x10^{-3} s^{-1}.

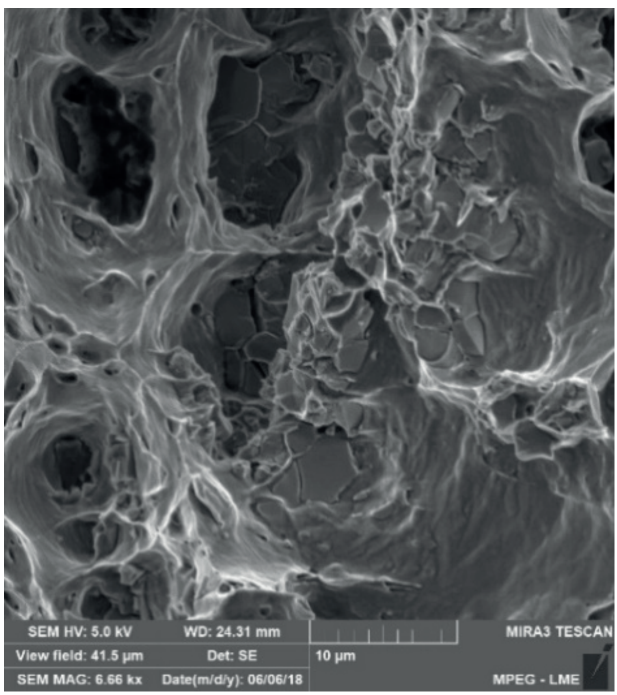


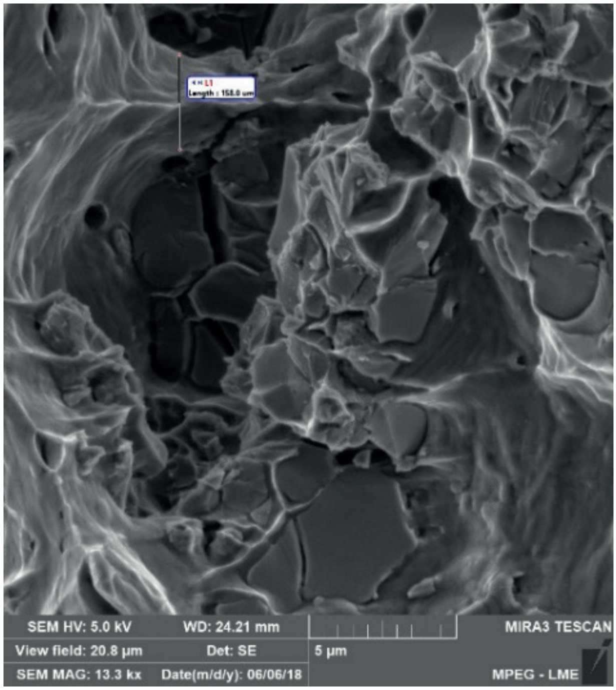
Fonte: Autoria própria.

Na direção 90° e à taxa de deformação de 1,25x10^{-3} s^{-1}, a superfície da fratura

apresenta o relevo de fratura dúctil com a coalescência de microcavidades, mas com um perceptível aumento da dimensão dos dimples, bem como é clara a presença de partículas de segunda fase craqueadas no fundo das microcavidades e até mesmo algumas trincas intergranulares; as microcavidades se alongaram no sentido do tracionamento e apresentaram a forma prolata. Na taxa de deformação de 2,50x10^{-3} s^{-1} observa-se microcavidades com dimensões aumentadas, provavelmente pela posição das partículas de segunda fase que deram origem a coalescência das microcavidades, os contornos se apresentam menos. Na taxa de deformação de 5,00x10^{-3} s^{-1} é o relevo característico de fratura dúctil é percebido, bem como em algumas regiões se observa sinais de clivagem, provavelmente, pela trinca de alguma partícula de segunda fase e que deu origem a coalescência das microcavidades. O formato das microcavidade é prolato, ou seja, se alongado na direção do tracionamento.

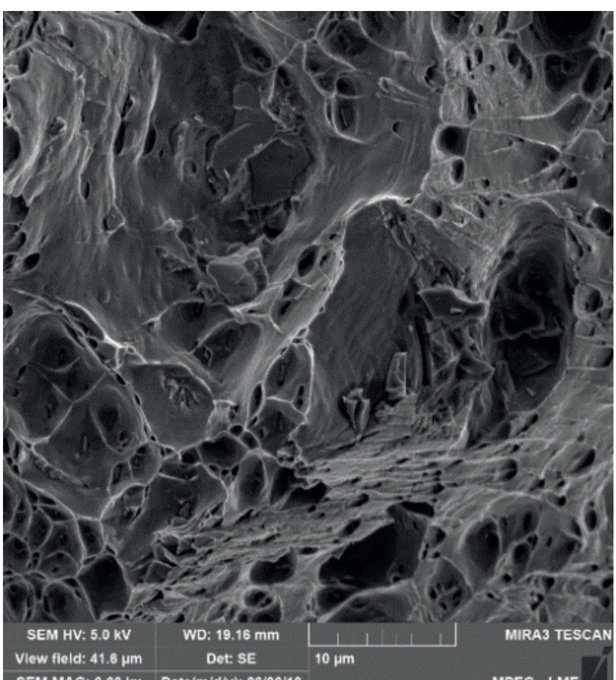
Figura 32: Superfície da fratura: direção 90° - 1,25x10^{-3} s^{-1}.

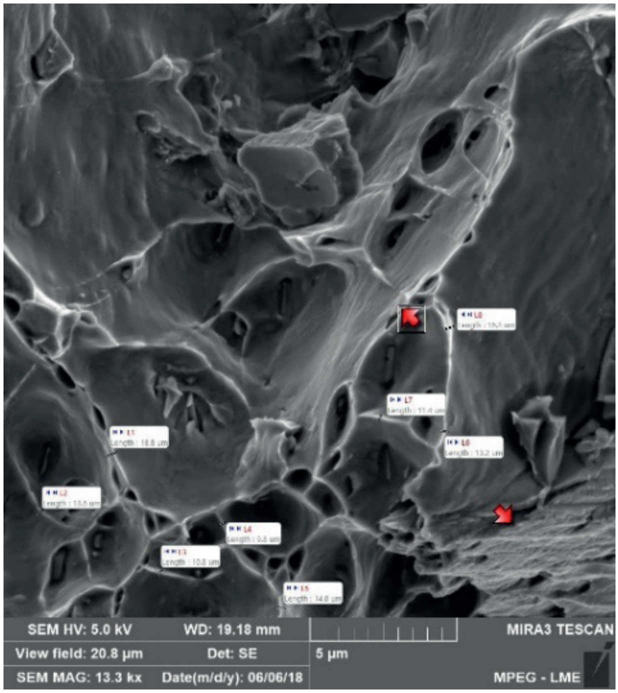




Fonte: Autoria própria.

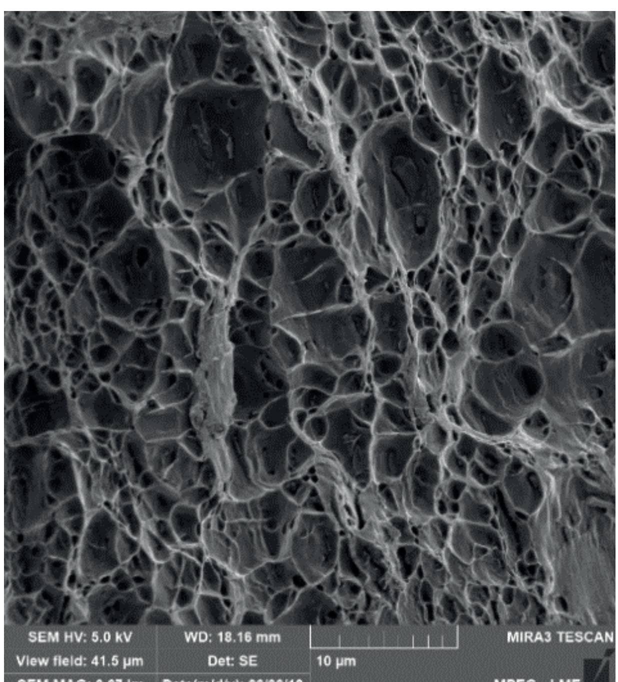
Figura 33: Superfície da fratura: direção 90° – 2,50x10^{-3} s^{-1}.

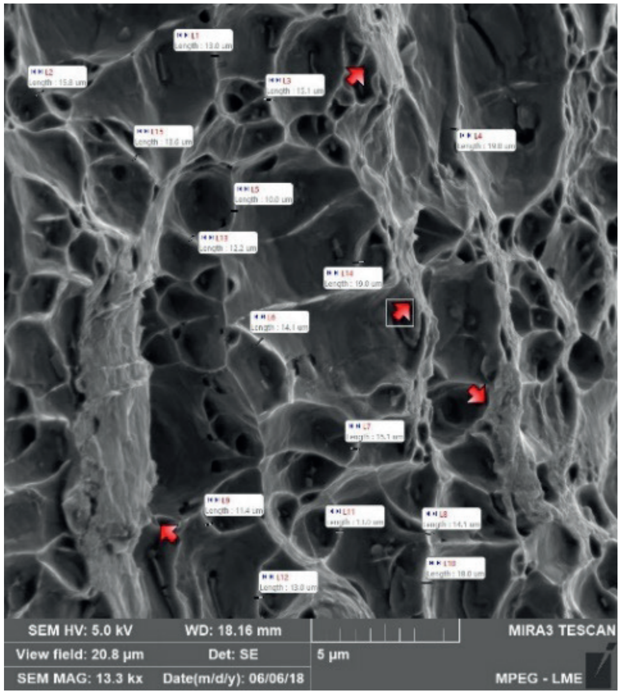




Fonte: Autoria própria.

Figura 34: Superfície da fratura: direção 90° – $5{,}00\text{x}10^{-3}$ s^{-1}.





Fonte: Autoria própria.

CONCLUSÕES

Avaliar o comportamento mecânico com a anisotropia.

A chapa da liga 5182 apresentou comportamento anisotrópico por apresentar variações nas propriedades avaliadas.

Avaliar o comportamento mecânico com a taxa de deformação.

A chapa da liga 5182 apresentou sensibilidade negativa à taxa de deformação.

Avaliar o efeito Portevin – LeChatelier com a anisotropia.

A ocorrência do Efeito PLC apresentou comportamento anisotrópico quando comparadas as variáveis de início de manifestação do efeito e de queda de tensão provocada pelo mesmo.

Avaliar o efeito Portevin – LeChatelier com a taxa de deformação.

O Efeito PLC manifestou sensibilidade negativa à taxa de deformação. Para as taxas de deformação de $1{,}25x10^{-3}$, $2{,}50x10^{-3}$ e $5{,}00x10^{-3}$ e nas direções 0°, 45° e 90° as quedas de tensão diminuíram com o aumento da taxa de deformação.

5.1 Sugestões para estudos futuros

- Submeter o material a tratamento térmico e avaliar suas propriedades mecânicas.
- Realizar a análise por microscopia eletrônica de transmissão (MET) para avaliar a presença de discordâncias na estrutura do material.
- Fazer estudos de corrosão nas chapas navais 5182.

REFERÊNCIAS

ABAL. Características Físico-Químicas. Disponível em: <http://abal.org.br/aluminio/caracteristicas-quimicas-e-fisicas/>. Acesso em: 10 fev. 2019.

AIT-AMOKHTAR, H., FRESSENGEAS, C., BOUABDALLAH, K. On the effects of the Mg content on the critical strain for the jerky fl ow of Al – Mg alloys. **Materials Science & Engineering: A**, v. 631, p. 209–213, 2015.

ALMEIDA, A.; SCHÖN, C. G. Influencia da deformação na obtenção do coeficiente de anisotropia normal r e do coeficiente de anisotropia planar Δr para chapas da liga c22000* , p. 179-184. **In: 53nd Rolling Seminar**, Rio de Janeiro, 2016.

ARAUJO, A. C. **Análise da formação de bandas de deformação por meio de corpos de prova de tração especiais**. Dissertação (Dissertação em Engenharia Mecânica) - Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, 2009.

ARMSTRONG, R. W.; WALLEY, S. M. High strain rate properties of metals and alloys. **International Materials Reviews**, v. 53, n. 3, p. 105-128, 2008.

ASKELAND, D. R.; WRIGHT, W. J. **Ciência e Engenharia dos Materiais**. 3. ed. São Paulo: Cengage Learning, 2015.

BACKOFEN, W. A. **Deformation Processing**. Addison-Wesley Pub. Co., 1972.

BANABIC, D. **Sheet Metal Forming Processes.** Metal Forming,Berlin, Heidelberg: Springer Berlin Heidelberg.

BARRETT, C.; MASSALSKI, T. B. **Structure of Metals: Crystallographic Methods, Principles and Data**. 3ª. ed. Oxford, New York, 1956.

BERTELLI, F. Fase Dos Materiais. p. 2008, 2008.

BHADESHIA, H. K. D. H. Martensite and Bainite in Steels : Transformation Mechanism &\nMechanical Properties. **Le Journal de Physique IV**, v. 07, n. C5, p. C5-367-C5-376, 1997.

BHOWMIK, ABHIJEET; MISHRA, DILIP. A comprehensive study of an aluminum alloy AL-5052. **Advance Physics Letter**, v. 3, n. 1, p. 20-22, 2016.

BINTU, A., VINCZE, G., PICU, R. C., LOPES, A. B. Effect of symmetric and asymmetric rolling on the mechanical properties of AA5182. **Materials & Design**, v. 100, p. 151-156, 2016.

BINTU, A., VINCZE, G. T., PICU, R. C., LOPES, A. B., BDIKIN, I. Scale dependence of the strain rate sensitivity of Twinning-Induced Plasticity steel. **Materials Science and Engineering: A**, v. 674, p. 98-103, 2016.

CAI, Y., YANG, S., FU, S., ZHANG, D., ZHANG, Q. Investigation of Portevin–Le Chatelier band strain and elastic shrinkage in Al-based alloys associated with Mg contents. **Journal of materials science & technology**, v. 33, n. 6, p. 580-586, 2017.

CAI, Y. L., YANG, S. L., FU, S. H., ZHANG, Q. C. The Influence of Specimen Thickness on the Lüders. **Metals**, v. 6, n. 5, p. 120, 2016.

CALLISTER JR, WILLIAM D.; RETHWISCH, DAVID G. **Ciência e Engenharia de Materiais: Uma Introdução**, 7 Edição. Rio de Janeiro, LTC editora, 2008.

CHIAVERINI, Vicente. **Tecnologia mecânica: estrutura e propriedades das ligas metálicas**. Ed. Pearson Education do Brasil, São Paulo, v. 2, 1986.

COTTREL, A. H. **Dislocation and Plastic Flow in Crystals**. Oxford at the Clarendon Press, 1953.

COTTRELL, A. H. LXXXVI. A note on the Portevin-Le Chatelier effect. **The London, Edinburgh, and Dublin Philosophical Magazine and Journal of Science**, v. 44, n. 355, p. 829-832, 1953.

CURTIN, W. A., OLMSTED, D. L., HECTOR JR, L. G. A predictive mechanism for dynamic strain ageing in aluminium–magnesium alloys. **Nature materials**, v. 5, n. 11, p. 875, 2006.

DEDAVID, B. A., GOMES, C. I., MACHADO, G. **Microscopia eletrônica de varredura: aplicações e preparação de amostras: materiais poliméricos, metálicos e semicondutores**. EdiPUCRS, 2007.

HADIANFARD, M. J., SMERD, R., WINKLER, S., WORSWICK, M. Effects of strain rate on mechanical properties and failure mechanism of structural Al – Mg alloys. **Materials Science and Engineering: A,** v. 492, n. 1-2, p. 283–292, 2008.

HATCH, J. E. **Aluminum: Properties and Physical Metallurgy**. ASM, Metals Park - USA, 1990.

HIRTH, J. P. AND K. L. **Dislocations in Solids**. 1ª. ed. Amsterdan: Elsevier BV, 2010.

HONEYCOMBE, R. W. K. **The Plastic Deformation of Metals**. Londres: Arnould, 1977.

ZILIO, A.C., TRINDADE, M.I.M., **Estudo da tenacidade à fratura no aço ASTM A516 para vasos de pressão, envelhecido, aplicando ensaio de impacto Charpy**. Trabalho de Conclusão de Curso (Graduação) - Universidade Tecnológica Federal do Paraná, Curitiba, 2011.

KREYCA, J.F. **State parameter based modelling of stressstrain curves in aluminium alloys**. Doutorado (Doutorado Engenharia Mecânica e Industrial) - Universidade Tecnologia de Viana, Viena, 2017.

JORGE, R. M. N., DINIS, L. M. J. S. **Teoria da plasticidade**. Departamento de Engenharia Mecânica e Gestão Industrial, 2005.

CHIHAB, K.; AIT-AMOKHTAR, H.; BOUABDELLAH, K.. Serrated yielding due to Portevin-Le Chatelier effect in commercial Al-Mg alloys. In: **Annales de Chimie Science des Materiaux**. No longer published by Elsevier, 2002. p. 69-75.

KREYCA, J. KOZESCHNIK, E. State parameter-based constitutive modelling of stress strain curves in Al-Mg solid solutions. **International Journal of Plasticity**, v. 103, p. 67-80, 2018.

LENZEN, MATTHIAS; MERKLEIN, MARION. Analysis of the Lankford coefficient evolution at different strain rates for AA6016-T4, DP800 and DC06. In: **AIP Conference Proceedings. AIP Publishing**, 2017. p. 160001.

MAKINEN, T. **Portevin – Le Chatelier effect in an aluminum alloy**. Aalto University, 2016.

MENG, X., LIU, B., LUO, L., DING, Y., RAO, X. X., HU, B., LU, J. The Portevin-Le Chatelier effect of gradient nanostructured 5182 aluminum alloy by surface mechanical attrition treatment. **Journal of Materials Science & Technology**, v. 34, n. 12, p. 2307-2315, 2018.

MEYRICK, G.; WAGONER, Robert H.; GAN, W. Physical Metallurgy of Steel, class notes and lecture material for MSE 651.01. **The Ohio State University, USA**, p. 11, 2001.

MOTSI, G. T., SHONGWE, M. B., SONO, T. J., OLUBAMBI, P. A. Anisotropic behavior studies of aluminum alloy 5083-H0 using a micro-tensile test stage in a FEG-SEM. **Materials Science and Engineering A**, v. 656, p. 266–274, 2016.

PARETO, L. **Resistência e ciência dos materiais**. São Paulo: Ed Hemus, 2003.

PICU, R. C., VINCZE, G., OZTURK, F., GRACIO, J. J., BARLAT, F., MANIATTY, A. M. Strain rate sensitivity of the commercial aluminum alloy AA5182-O. **Materials Science and Engineering: A**, v. 390, n. 1-2, p. 334–343, 2005.

VAZ, T.J.L.P. **Modelação Numérica de Processos de Conformação Plástica de Chapas.** Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica), Universidade do Porto, Porto - Portugal, 2013

QUEIROZ, R. R. U. **Envelhecimento Dinâmico em Aço Dual Phase de 600MPa de Limite de Resistência.** Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica), Universidade Federal De Minas Gerais, 2013.

REED-HILL, R. E. **Princípios de Metalurgia Física**. 2ª. ed. Rio de Janeiro: Editora Guanabara dois SA, 1982.

SALES, L. E. **Envelhecimento na Martensita Induzida por Deformação em Aços Tipo AISI 304**. Dissertação (Mestrado em Engenharia Metalúrgica e de Minas), Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte-MG, 2006.

DOS SANTOS, C. N. **Aspectos cristalográficos da transformação martensítica de uma liga Fe-27% Ni**. Tese de Doutorado. Instituto Militar de Engenharia, 2008.

SANTOS, R. G. **Transformações de fases em materiais metálicos**. Campinas: Ed Unicamp, 2017

SHACKELDFORD, J. F. **Introduction to Materials Science for Engineers**. 4 ed. New Jersey: Prentice-Hall, 1996.

SHCHEGOLEVA, T. V. Ageing Mechanism of the Alloy Al-Mg-Si. **The Physics of Metals and Metallography.** v.25, n.2, p.56-64, 1968.

SMITH, W. **Princípios de ciência e engenharia de materiais**. 3.ª ed. Lisboa: McGraw-Hill, 1998.

TAMIMI, SAEED; ANDRADE-CAMPOS, A., PINHO-DA-CRUZ, J. Modelling the Portevin-Le Chatelier effects in aluminium alloys: a review. **Journal of the Mechanical Behavior of Materials**, v. 24, n. 3-4, p. 67-78, 2015.

THE ALUMINUM ASSOCIATION INC. **International Alloy Designations and Chemical Composition Limits for Wrought Aluminum and Wrought Aluminum Alloys**. The Aluminum Association, Arlington, Virginia, n. April 2006, p. 28, 2006.

TOROS, S.. **Paslanmaz çeliğin şekillendirme sinir diyagraminin belirlenmesinde anizotropi belirleme metodunun etkisi**. Ömer Halisdemir Üniversitesi Mühendislik Bilimleri Dergisi, v. 6, n. 2, p. 737-751, 2017.

TOTTEN, G. E. **Steel heat treatment: metallurgy and technologies**. CRC press. 2006.

TSENG, W.J. Strain-Rate and Temperature Dependence of Flow Stress. CAMBRIDGE, 2010. Disponível em:<http://audi.nchu.edu.tw/~wenjea/mechanical103/Chapter_7.pdf.> Acesso em: 10 fev. 2019.

VAN DEN BEUKEL, A. Theory of the effect of dynamic strain aging on mechanical properties. **Physica status solidi (a)**, v. 30, n. 1, p. 197-206, 1975.

VAN VLACK, L. H. **Princípio de ciências e tecnologia dos materiais**. 4 ed. Campus-RJ, 1984.

VIANA, N. F. **Efeito da deformação plástica no processo de seleção de variantes na transformação martensítica no aço inoxidável austenítico AISI 301L 2010**. Dissertação (Mestrado em Ciência de Materiais) – Centro de Tecnologia, Universidade Federal do Ceará, Fortaleza, 2010.

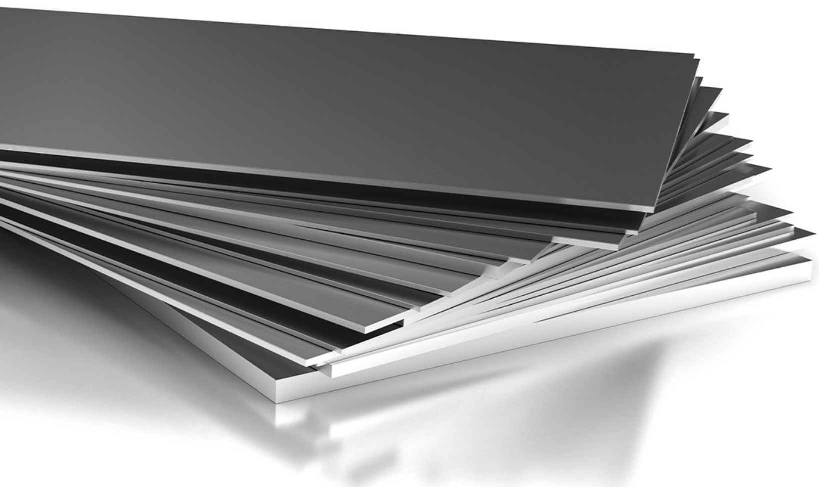
CAI, Y. L., YANG, S. L., FU, S. H., ZHANG, Q. C. The Influence of Specimen Thickness on the Lüders. **Metals**, v. 6, n. 5, p. 120, 2016.

ZHANG, Y., LIU, J. P., CHEN, S. Y., XIE, X., LIAW, P. K., DAHMEN, K. A., WANG, Y. L. Serration and noise behaviors in materials. **Progress in Materials Science**, v. 90, p. 358–460, 2017.

AÉLCIO DE JESUS MONTEIRO DOS SANTOS: Possui graduação em engenharia mecânica pela universidade federal do pará (1995) e graduação em ciências nauticas pelo centro de instrução almirante braz de aguiar (1984). Atualmente é professor - centro de instrução almirante brás de aguiar da fundação de estudos do mar., atuando principalmente nos seguintes temas: qualidade de vida no trabalho, ruido, dosimetria, segurança no trabalho, motores de combustão interna, turbinas e máquinas e sistemas auxiliares de embarcações.

EMERSON rODRIGUES PRAZERES: Doutor em Engenharia de Recursos Naturais pelo PRODERNA/UFPA, com linha de pesquisa em materiais e metalurgia. Mestre em Engenharia Mecânica pelo Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica da UFPA, com linha de pesquisa em Processamento e Caracterização dos Materiais. Possui graduação em Engenharia Mecânica pela Universidade Federal do Pará. Atualmente é professor substituto do curso de Engenharia Mecânica da Universidade Federal do Pará ministrando disciplinas da área de Gestão e Manutenção. Membro do Grupo de Pesquisa em Engenharia dos Materiais (GPEMAT - UFPA). Tem experiência em estudos de ligas de alumínio.

AMANDA LUCENA DE MEDEIROS BARBOSA: Doutora em Ciências e Engenharia de Materiais pela Universidade Federal do Rio Grande do Norte (UFRN). Mestre em Ciência e Engenharia de Materiais pela Universidade Federal do Rio Grande do Norte (UFRN). Tem experiência na área de Engenharia de Mecânica, Materiais e Metalúrgica, com ênfase em materiais e processos de fabricação, mecânica dos fluidos, fenômenos de transportes e máquinas de fluxo. Atualmente é professora adjunta do curso de Engenharia Mecânica da Universidade Federal do Pará e desenvolve projetos na área de fabricação mecânica e otimização de processos, especialmente na fabricação de ligas metálicas. Coordenadora do Grupo de Pesquisa em Engenharia dos Materiais (GPEMAT - UFPA).



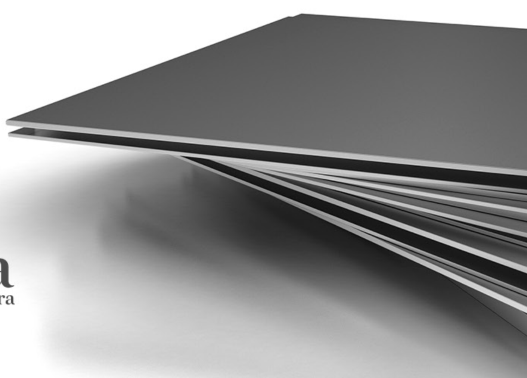
INFLUÊNCIA DA ANISOTROPIA SOBRE O EFEITO DE PORTEVIN-LE CHATELIER NAS CHAPAS AA5182

www.atenaeditora.com.br

contato@atenaeditora.com.br

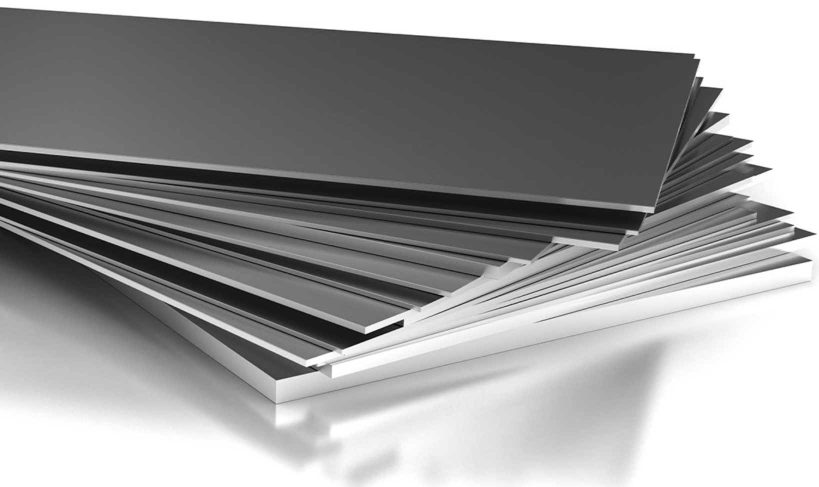
@atenaeditora

www.facebook.com/atenaeditora.com.br



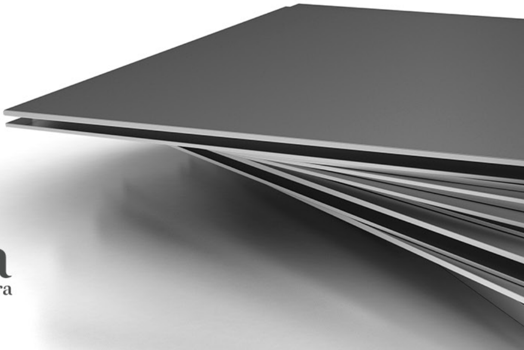
Atena Editora

Ano 2023



INFLUÊNCIA DA ANISOTROPIA SOBRE O EFEITO DE PORTEVIN-LE CHATELIER NAS CHAPAS AA5182

www.atenaeditora.com.br
contato@atenaeditora.com.br
@atenaeditora
www.facebook.com/atenaeditora.com.br



Atena Editora
Ano 2023